ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 8 (116)
август
2014

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д.т.н., проф.
Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета
д.т.н., проф., заслуженный деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместитель главного редактора
д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛАШКО, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Белоцерковский М.А., Шелег В.К., Сухоцкий П.Г. Акустическое активирование процесса газопламенного напыления проволочными материалами 3

Быбин А.А., Тарасов П.В., Невьянцева Р.Р., Измайлова Н.Ф. Влияние методов удаления ионно-плазменного покрытия на основе нитрида титана на точность и качество обработки поверхности титанового сплава 9

Галкин В.В. Структурно-деформационная оценка упрочнения металла в многооперационных процессах холодного деформирования 13

Дегтярев М.Г. Упрочняющие технологии – основа повышения ресурса и срока службы машины 21

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Денисов Л.В., Пискарёв А.С., Бойцов А.Г. Локальное карбооксидирование титановых сплавов 24

Жукова Е.А., Романов Р.И., Фоминский В.Ю. Химические связи и трибологические свойства тонких WSe_x-пленок, нанесенных на твердые С- и В-содержащие слои 29

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Будилов В.В., Агзамов Р.Д., Рамазанов К.Н., Рамазанов И.С. Технология ионного азотирования титанового сплава ВТ6 с применением эффекта полого катода 37

Смоленцев В.П., Коровин А.А., Рязанцев А.Ю., Юхневич С.С. Снижение тепловой нагрузки на высоконагруженные охлаждаемые конструкции 40

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Шкатов В.В., Шатов Ю.С., Щеренкова И.С., Романенко Д.Н., Гвоздев А.Е. Влияние режимов плазменной обработки на структурообразование хромовых диффузионных покрытий на стали 60Х2СМФ 45

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2014**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 8 (116)
August
2014

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council
Dr. of Eng. Sci., The honoured worker of a science and technics of the RF
V.F. BEZYAZYCHNYI

Editorial Assistant
Dr. of Phys.-Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants:
Dr. of Eng. Sci.
V.Yu. BLUMENSTEIN
Dr. of Eng. Sci.
A.V. KIRICHEK
Dr. of Eng. Sci.
O.V. CHUDINA

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry Tele- and Broadcasting of Mass Communications Media. The certificate of registration ПИ № 77-17733, March 9, 2004

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Belotserkovsky M.A., Sheleg V.K., Suhotsky P.G. The acoustic activation of flame spraying process by wire materials 3

Bybin A.A., Tarasov P.V., Nevyantseva R.R., Izmailova N.F. The influence of ion-plasma coating on the basis of nitride of the titan removal methods on accuracy and quality of titanium alloy surface treatment 9

Galkin V.V. Structural-deformation assessment hardening of metal in multi-operational process of cold deformation 13

Degtyarev M.G. Strengthening technologies – the basis for increasing the service life and durability of machines 21

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Denisov L.V., Piskarev A.S., Boytsov A.G. Local carbooxidation of titaniun alloys . . 24

Zhukova E.A., Romanov R.I., Fominsky V.Yu. Chemical bonding and tribological properties of thin WSe_x films, deposited on hard C- and B-containing underlayers 29

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Budilov V.V., Agzamov R.D., Ramazanov K.N., Ramazanov I.S. Technology for ion nitriding titanium alloy BT6 with an effect of the hollow cathode 37

Smolentsev V.P., Korovin A.A., Ryazantsev A.Yu., Yukhnevich S.S. Thermal load reduction of highly-loaded cooled assemblies 40

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Shkatov V.V., Shatov Yu.S., Scherenkova I.S., Romanenko D.N., Gvozdev A.E. Effect of plasma treatment on structure of chromium diffusion coatings on steel 60H2SMF 45

Reprint is possible only with the reference to the journal "Strengthening technologies and coatings"

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2014**

УДК 621.793

М.А. Белоцерковский *(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск),*
В.К. Шелег, П.Г. Сухоцкий *(Белорусский национальный технический университет, г. Минск)*
E-mail: mbelotser@gmail.com

Акустическое активирование процесса газопламенного напыления проволочными материалами

Представлены результаты экспериментальных исследований процесса формирования покрытий газопламенным распылением проволок с акустическим активированием. Исследовано влияние параметров акустического активирования и размера частиц распыленных проволок на свойства наносимых покрытий.
Ключевые слова: *газопламенное распыление проволок, ультразвуковые колебания, прочность сцепления, структура покрытий, коррозионная стойкость.*

The results of experimental studies of formation coatings process by flame spraying wires with acoustic activation are given. It was found the influence of acoustic parameters of activation and particle size on the properties of coatings.
Keywords: *wire flame spraying, ultrasonic vibration, bonding strength, structure of coatings, corrosion resistance.*

Введение

Использование высокоэффективных технологий упрочнения-восстановления деталей машин с применением газотермических покрытий является одним из основных показателей, определяющих сегодня технический уровень как производства новой, так и ремонта бывшей в эксплуатации техники. Среди методов газотермического напыления особое место занимает процесс газопламенного напыления проволочными материалами (ГПН), отличающийся низкой себестоимостью, более высокими эксплуатационными свойствами покрытий (адгезией, плотностью) по сравнению с напылением порошков, простотой реализации.

Увеличение номенклатуры восстанавливаемых или упрочняемых деталей и повышающиеся требования к свойствам наносимых покрытий вызывают необходимость расширения области применения и возможностей газопламенного напыления проволочными материалами, разработки новых способов и устройств, активирующих процесс напыления и повышающих качество покрытий. Так, для формирования антифрикционных покрытий на крупногабаритных деталях узлов трения скольжения необходимо обеспечить прочность сцепления покрытий на отрыв не менее 40 МПа, а для защиты деталей от коррозии требуется наносить покрытия с пористостью менее 5 %. Поэтому возникла необходимость в разработке метода, позволяющего активировать процесс распыления с получением частиц размером в 2–3 раза меньшим, чем в традиционной технологии ГПН. Было предложено генерировать акустические колебания ультразвуковой частоты (УЗК) в распыляющем расплавленную проволоку потоке воздуха. Разработаны способ акустического активирования процесса ГПН [1] (рис. 1) и оборудование для его реализации [2].

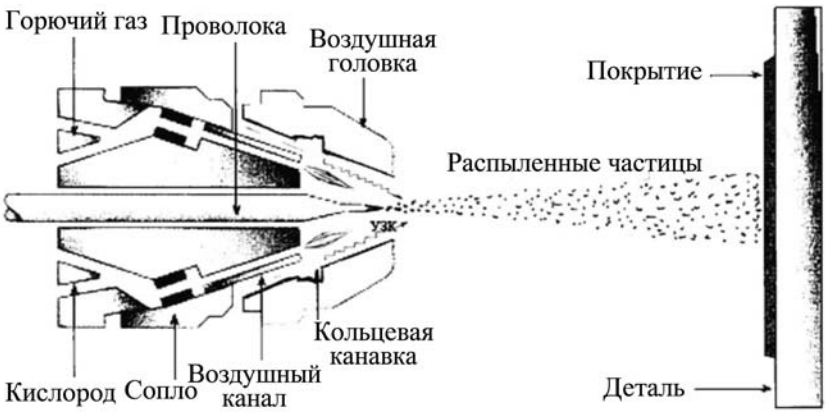

Рис. 1. Схема процесса акустически активированного газопламенного нанесения покрытий распылением проволок

Данная работа посвящена исследованию свойств газопламенных покрытий, полученных активированным газопламенным распылением проволочных материалов.

Оборудование и методики исследований

С учетом результатов анализа эффективности использования газоструйных излучателей было предложено встроить генератор типа Гартмана в систему распыления расплавленной проволоки воздухом. В этих целях в головке термораспылителя ТЕРКО-2 была выполнена глухая кольцевая канавка, позволяющая генерировать в воздушном потоке высокочастотные колебания с высоким уровнем звукового давления (см. рис. 1).

Используя номограммы для расчета газоструйных излучателей и имея в виду, что давление распыляющего воздуха составляет 0,40...0,55 МПа, а расход более 0,5 м^3/мин, изготовили сопловую систему с глубиной резонатора от 2,5 до 4,5 мм. Выполненный акустический активатор позволял генерировать в распыляющем расплавленную проволоку воздушном потоке колебания с частотой до 50 кГц и уровнем звукового давления от 110 до 140 дБ.

Уровень звукового давления измеряли с помощью аппаратуры фирмы "Брюль и Кьер" (микрофон типа 4136, анализатор типа 2107). Частоту акустических колебаний измеряли по методике, основанной на регистрации переменного электромагнитного поля, возникающего в катушке индуктивности, охватывающей постоянный магнит на распыляемой проволоке. Амплитуду колебаний исследовали с помощью специально разработанной методики, оценивая траекторию движения конца проволоки в плоскости, перпендикулярной к ее оси (рис. 2).

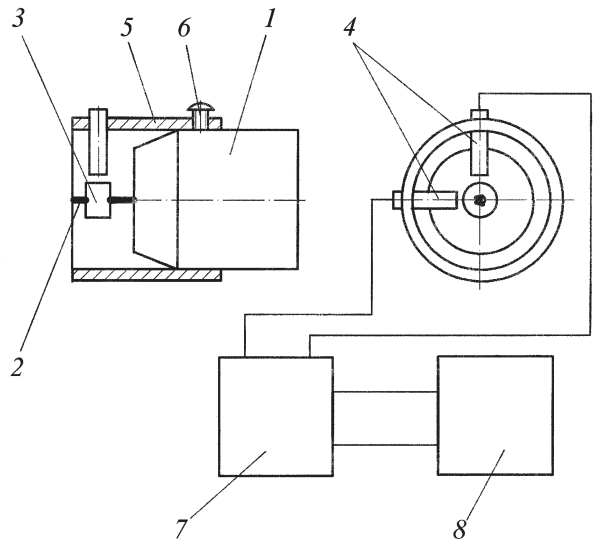

Рис. 2. Схема измерительного комплекса для контроля амплитуды колебаний проволоки:
1 – сопло; *2* – распыляемая проволока; *3* – кольцо; *4* – бесконтактные индуктивные датчики; *5* – оправка; *6* – винт; *7* – измерительный прибор БИ-1; *8* – двухканальный электронно-лучевой осциллограф С1-77

Для формирования покрытий использовались проволоки диаметром 2 мм из стали ферритного класса Св-08Г2С (ГОСТ 2246–70), стали мартенситного класса 40Х13 (ГОСТ 18143–72), стали аустенитного класса Х18Н10Т (ТУ 3-10022–77), алюминия ПрАД1, бронзы ПрБрАЖ9-4 (ГОСТ 5222–72).

Для исследования фазовых и структурных превращений в покрытиях использовали рентгеноструктурный анализ (дифрактометр ДРОН-3,0 монохроматизированное CoKα-излучение). Для исследования адгезии покрытий использовали штифтовой метод оценки прочности сцепления, заключающийся в отрыве штифта от слоя нормально приложенной нагрузкой. Триботехнические испытания проводили на трибометре АТВП и на специальном стенде, работающем по принципу машины трения АЕ-5, отличающемся возможностью использования динамической составляющей силы трения, большими диапазонами скоростей скольжения и нагрузок.

Оценку коррозионной стойкости напыленных покрытий производили в водном растворе NaCl 15 % об. путем построения и анализа кривых катодной и анодной поляризации.

Полученные результаты и их обсуждение

Установлено, что для получения как стальных, так и бронзовых частиц размером 5...20 мкм в количестве n_x более 80 % от их общего количества n необходимо генерировать колебания с частотой не менее 27 кГц. Повышение уровня звукового давления позволяет увеличить n_x, причем максимальные значения n_x достигаются при меньших частотах генерируемых колебаний. Для стали и бронзы характерно уменьшение эффекта, достигаемого акустическим активированием с повышением частоты более 40 кГц. Пористость покрытий, напыленных без акустической активации, составила 11...13 %, а при использовании распылительной головки с газоструйным излучателем – не более 8 %.

Установлено, что максимальное содержание кислорода в покрытиях составляло 1,74...1,88 % и достигалось при расходах распыляющего воздуха более 0,40 м^3/мин. Это не намного превышает содержание кислорода в стальных покрытиях, напыленных без акустического активирования (1,50...1,56 %), несмотря на значительно бóльшую площадь поверхности распыленных частиц. Объяснить такой факт можно

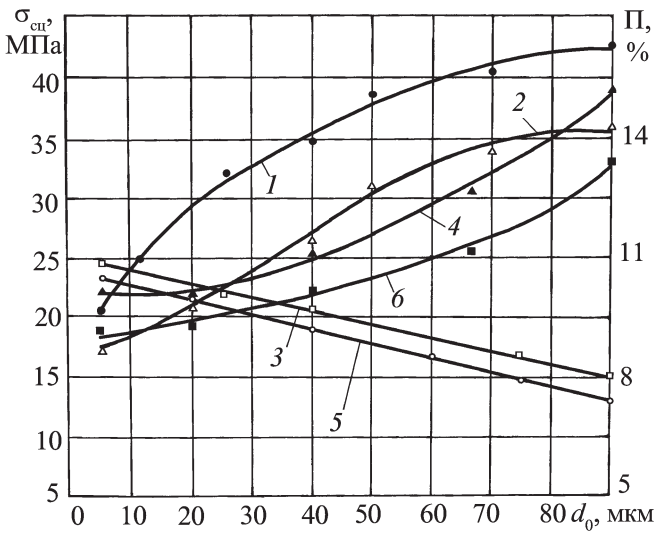

Рис. 3. Влияние среднего размера частиц d_0 распыленных проволок из нихрома Х20Н80 (*1*, *2*), стали 40Х13 (*3*, *4*), бронзы БрАЖ9-4 (*5*, *6*) на прочность сцепления $\sigma_{сц}$ (*1*, *3*, *5*) и пористость П (*2*, *4*, *6*) покрытий

тем, что газопламенный факел был образован "нормальным" пламенем, т.е. с соблюдением стехиометрического соотношения между горючим газом и кислородом: на каждую единицу объема пропана приходилось 4 единицы объема кислорода. Увеличение расхода воздуха до 0,50 м^3/мин не приводило к повышению концентрации кислорода более чем на 0,27 %.

Результаты, полученные в ходе исследований влияния среднего размера частиц распыленных проволок на физико-механические свойства покрытий, показали (рис. 3), что у бронзы и стали, как и предполагалось, наблюдается снижение адгезии с увеличением пористости. Однако для нихрома эта зависимость не соблюдается. Повышение среднего размера распыленных частиц нихрома с 15 до 90 мкм позволяет повысить прочность сопротивления отрыву с 23 до 45 МПа, при этом общая пористость увеличивается почти вдвое. Этот факт можно объяснить тем, что температура плавления нихрома (1980...2040 К) выше, чем стальной подложки (1680...1700 К), и это обусловливает возможность точечной микроприварки частиц нихрома на отдельных участках контактирующих металлов.

Фазовый состав покрытий из стали Св-08Г2С: α-фаза, оксиды FeO и Fe_3O_4. При этом содержание в покрытии оксида FeO существенно превышает содержание Fe_3O_4. В покрытии из стали 40Х13 содержатся α-фаза (мартенсит), γ-фаза (аустенит), оксиды Fe_3O_4, FeO и Fe_2O_3 (в следах). В отличие от покрытия из низколегированной стали Св-08 содержание FeO в покрытии из стали 40Х13 весьма незначительно. Период кристаллической решетки α-фазы $a_\alpha = 0{,}2875$ нм, аустенита $a_\gamma = 0{,}3596$ нм. В покрытии из стали Х18Н10Т содержатся γ-фаза (аустенит), α-фаза и оксид Fe_3O_4. Содержание α-фазы в поверхностном слое покрытия Х18Н10Т не превышает 20 % об.

Твердость покрытий 40Х13 и Х18Н10Т составила 250...280 HV и 160...200 HV соответственно.

Как и предполагалось, в покрытиях из стали 40Х13 регистрировалось значительное количество остаточного аустенита (40...50 % об.). Обычно содержание остаточного аустенита в закаленной стали 40Х13 не превышает 5 % об. Известно [3], что основными факторами, влияющими на содержание остаточного аустенита в закаленной стали, являются скорость охлаждения стали, концентрация легирующих элементов в аустенитной фазе, а также термическая стабилизация аустенита при самоотпуске. Для проверки влияния скорости охлаждения стали 40Х13 на содержание в ней аустенита проводилась опытная закалка использованной для напыления проволоки в условиях скоростного охлаждения. Температура изотермической выдержки образцов проволоки из стали 40Х13 при нагреве под закалку выбиралась равной 1350 К, время выдержки – 20 мин, охлаждение осуществлялось в соленой воде (15 % NaCl). Результаты фазового анализа закаленной проволочной стали 40Х13 свидетельствуют об отсутствии в ней остаточного аустенита при сохранении незначительного количества карбидов хрома $Cr_{23}C_6$. Период кристаллической решетки для мартенсита закаленной проволоки $a_\alpha = 0{,}2873$ нм, что несколько ниже уровня a_α для напыленных покрытий. Таким образом, скоростная закалка проволочной стали 40Х13 не приводит к стабилизации остаточного аустенита в ней.

В работах [4, 5] предполагается, что одними из наиболее вероятных причин появления "аустенитного эффекта" в покрытиях являются разогрев поверхностного слоя до 500...670 К, что способствует термической стабилизации аустенита при охлаждении покрытия, а также насыщение капель расплава легирующими элементами (прежде всего хромом) и примесями внедрения (углерод, азот) в процессе расплавления проволоки в пламени. Об этом, в частности, свидетельствует отсутствие в покрытии частиц карбидов $Cr_{23}C_6$. Дополнительным фактором, увеличивающим устойчивость аустенита в напыленных слоях, может быть насыщение капель расплава углеродом в процессе расплавления и распыления с использованием пропана для формирования факела.

Для оценки влияния размеров распыляемых частиц на количество метастабильного аустенита в покрытиях при распылении сталей мартенситного класса были проведены исследования с использованием установок электродуговой металлизации ЭМ-14, газопламенного про-

Таблица 1

Размер распыленных частиц и количество аустенита в покрытиях, полученных на различном оборудовании

Метод напыления и используемое оборудование	Состав распыляющей струи и температура нагрева при распылении, К	Размер частиц, мкм	Количество остаточного аустенита, % об.
Электрометаллизация, ЭМ-14	Воздух, 2450...2650	55...80	12...16
Газопламенное напыление, МГИ-4П	Пропан–кислород, 1760...1800	60...90	20...24
Активированное газопламенное напыление, ТЕРКО-2	Пропан–кислород, 1760...1800	5...30	40...49

Таблица 2

Влияние среднего размера распыленных частиц проволоки из стали 40Х13 на количество остаточного аустенита

Размер распыленных частиц (≥75 %), мкм	1...15	5...20	5...25	10...30	15...40	20...45	30...50	40...70
Количество остаточного аустенита (среднее значение), % об.	28...40 (34)	40...48 (44)	41...57 (49)	38...49 (43)	30...40 (35)	26...39 (32)	24...35 (29)	21...30 (26)

волочного напыления МГИ-4П и газопламенного проволочного напыления ТЕРКО-2 с ультразвуковой активацией процесса распыления. В качестве распыляемого материала была выбрана проволока из "классической" стали мартенситного класса марки 40Х13. Режимы напыления покрытий соответствовали паспортным данным установок, рекомендуемым для формирования покрытий из стальных проволок. Учитываемый размер распыленных частиц определялся размером близких по диаметру частиц, составлявших не менее 75 % от общего количества. Содержание остаточного аустенита в напыленных покрытиях определялось методом рентгеноструктурного анализа. Результаты приведены в табл. 1. Их анализ свидетельствует о том, что для сталей мартенситного класса на этот показатель в большей степени оказывает влияние размер распыленных частиц.

Для определения оптимального диапазона размеров частиц, распыленных проволок из стали мартенситного класса 40Х13, использовали установку газопламенного напыления ТЕРКО-2 с распылительными головками, снабженными ультразвуковым активатором, и без него. Анализ результатов (табл. 2) показывает, что для получения в покрытии из сталей мартенситного класса максимально возможного количества остаточного аустенита (более 40 % об.) необходимо формировать покрытие частицами размером от 5 до 25 мкм. Частицы размером менее 5 мкм интенсивно окисляются с образованием FeO и Fe_2O_3, поэтому количество аустенита резко снижается. Увеличение размера частиц более 25 мкм, вероятно, изменяет процессы теплопереноса и характер термической стабилизации аустенита.

Необходимость получения максимально большого количества остаточного аустенита в покрытиях объясняется тем, что в процессе трения вследствие интенсивной пластической деформации метастабильный аустенит (200...300 HV) трансформируется в износостойкий и твердый мартенсит (600...700 HV) за счет протекания деформационного $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения. То есть твердость поверхности трения выходит на уровень, недостижимый при обычных методах обработки покрытий.

Исследование дюрометрических характеристик покрытий из стали 40Х13 после их контакта в течение 5...35 мин при удельной нагрузке 3 МПа в режиме сухого трения со сталью 65Г показало (рис. 4), что деформационное $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение у покрытий, полученных при акустическом активировании, протекает гораздо более интенсивно и достигаемые значения твердости в 1,5 раза выше, чем у покрытий, полученных традиционным ГПН.

Для испытаний на коррозионную стойкость на образцы наносили покрытия толщиной 100 мкм распылением алюминиевой проволоки марки ПрАД1 на аппаратах ТЕРКО-2 с акустическим активатором и на МГИ-4П (изготовитель – ОАО "Барнаульский аппаратурно-механический завод").

На рис. 5 представлены результаты исследований электродного потенциала φ покрытий в воде, содержащей 15 % об. NaCl. Начальный потенциал покры-

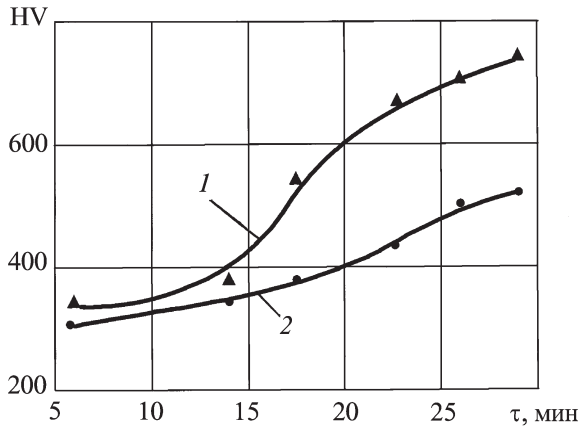

Рис. 4. Кинетика изменения твердости покрытий из стали 40Х13 при сухом трении:
1 – напыление с акустическим активированием; *2* – напыление без активирования

тия, нанесенного на МГИ-4П, составляет –700 мВ (кривая *1*) относительно хлор-серебряного электрода сравнения. Через 3...5 сут. испытаний потенциал достигает максимального значения –935 мВ. В дальнейшем наблюдается монотонное смещение потенциала в положительную область, а после 30 сут. испытаний потенциал стабилизируется при значениях от –870 до –880 мВ.

Начальный потенциал покрытия, полученного активированным ГПН (кривая *2*), составил –785 мВ, а стационарный – от –935 до –940 мВ.

Анализ потенциодинамических анодных и катодных поляризационных кривых (рис. 6) в соленой воде показывает, что торможение анодного процесса покрытия, нанесенного по традиционной технологии ГПН, значительно меньше, чем покрытия, нанесенного активированным газопламенным напылением (АГПН).

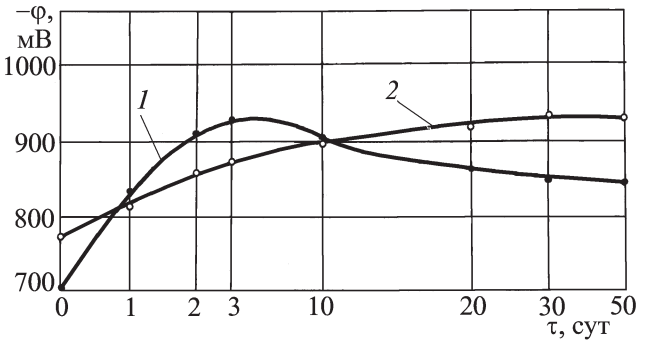

Рис. 5. Кинетика изменения электродного потенциала покрытий:
1 – напыление традиционным методом; *2* – активированное напыление

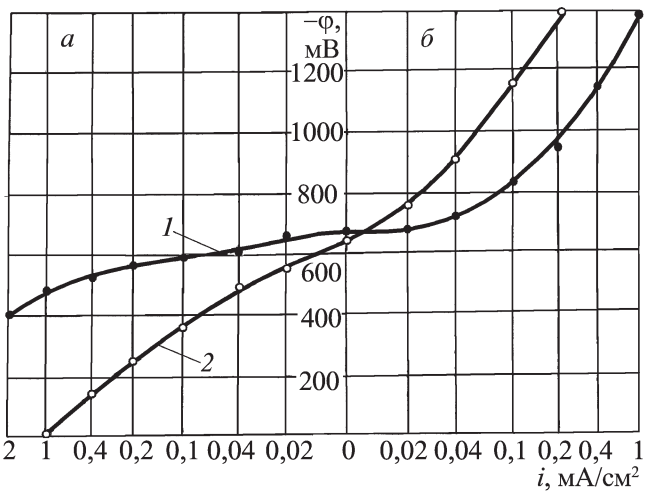

Рис. 6. Потенциодинамические анодные (*а*) и катодные (*б*) поляризационные кривые алюминиевых покрытий толщиной 0,1 мм в водном растворе NaCl:
1 – традиционное ГПН; *2* – активированное ГПН

Торможение катодной поляризации алюминиевого покрытия, нанесенного АГПН, также значительно больше, чем полученного напылением без акустической активации. Для качественной оценки коррозионной стойкости снимались кривые анодной и катодной поляризации для покрытий, толщина которых обеспечивала барьерность (0,15...0,25 мм для АГПН и 0,5...0,6 мм для традиционной ГПН). Как следует из полученных данных (рис. 7), наименьшая плотность коррозионного тока наблюдается у покрытий, нанесенных АГПН.

Расчет скорости коррозии позволил получить следующие результаты: для покрытий, нанесенных по традиционной технологии, коррозия в условиях испытаний составляет 1,95 мкм/год; для покрытий после активированного напыления коррозия составляет 0,93 мкм/год. Таким образом, алюминиевые покрытия, нанесенные с акустической активацией, имеют скорость коррозии, в 2,1 раза меньшую, чем покрытия, нанесенные традиционным газопламенным напылением.

Полученные результаты можно объяснить снижением шероховатости и пористости нанесенного покрытия. Снижение шероховатости обусловливает уменьшение коэффициента шероховатости покрытия $K_ш = S_{ист} / S_г$, где $S_{ист}$ – истинная площадь поверхности покрытия; $S_г$ – геометрическая площадь, на основе которой определяется плотность коррозионного тока. Уменьшение истинной площади поверхности покрытия в случае активированного ГПН снижает и количество вступившего в реакцию материала.

Помимо повышения плотности и снижения шероховатости у покрытий после активированного ГПН

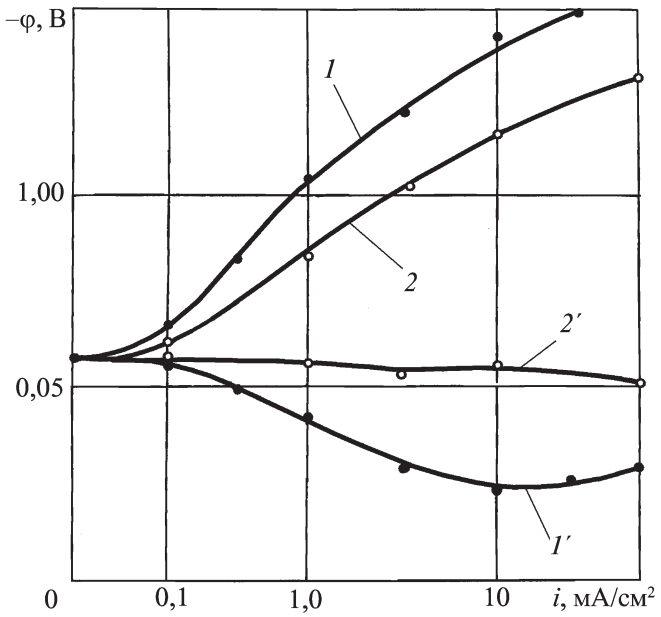

Рис. 7. Потенциодинамические катодные (*1*, *2*) и анодные (*1′*, *2′*) поляризационные кривые алюминиевых покрытий толщиной 200 и 600 мкм в водном растворе NaCl:
1, *1′* – активированное напыление, 200 мкм; *2*, *2′* – традиционное напыление, 600 мкм

необходимо отметить возросшее почти на 20 % количество оксидов алюминия, которое зафиксировано рентгеноструктурным анализом. Поскольку оксиды алюминия сопротивляются коррозии значительно лучше, чем чистый алюминий, они несомненно внесли свой вклад в коррозионную стойкость покрытия.

Заключение

Показано, что при акустическом активировании процесса газопламенного напыления для формирования покрытий частицами размером 5...20 мкм в количестве более 80 % от их общего числа необходимо обеспечить генерирование колебаний с частотой 27...40 кГц. При дальнейшем повышении частоты наблюдается увеличение количества частиц размером более 20 мкм. Повышение уровня звукового давления от 120 до 140 дБ позволяет увеличить количество частиц мелких фракций на 3...10 %.

Для получения в покрытии из сталей мартенситного класса максимально возможного количества остаточного аустенита (более 40 % об.) необходимо формировать покрытие частицами размером от 5 до 25 мкм. Деформационное $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение у покрытий из сталей мартенситного класса, полученных при воздействии акустического активирования, протекает более интенсивно, и достигаемые значения твердости в 1,5 раза выше, а износостойкости в 1,65...1,75 раза выше, чем у покрытий, полученных традиционным ГПН.

В результате сравнительных испытаний на коррозионную стойкость установлено, что алюминиевые покрытия, нанесенные с использованием акустической активации, имеют скорость коррозии, в 2,1 раза меньшую, чем покрытия, нанесенные традиционным газопламенным напылением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Белоцерковский М.А., Прядко А.С.** Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 12. С. 17–23.

2. **Шелег В.К., Сухоцкий П.Г., Белоцерковский М.А.** Формирование стальных износостойких покрытий газопламенным напылением с ультразвуковой активацией // Инновационные технологии в машиностроении: сб. матер. междунар. научн.-техн. конф., посвященной 35-летию машиностроительного факультета Полоцкого государственного университета. Новополоцк: ПГУ, 2011. С. 224–226.

2. **Попова Л.Е., Попов А.А.** Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана: справочник. М.: Металлургия, 1991. 501 с.

3. **Белоцерковский М.А.** Структурные аномалии в стальных газотермических покрытиях и возможности их использования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 10. С. 39–44.

4. **Способ** получения износостойкого металлического покрытия на деталях трибосопряжений: Пат. 11663 Респ. Беларусь, МПК С 23 С 4/12 / М.А. Белоцерковский, В.А. Кукареко, А.С. Прядко; Заявитель Объединенный ин-т машиностроения НАН Беларуси. № а 20060803; Заявл. 28.07.06; Опубл. 28.02.09 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2009. № 1. С. 98.

УДК 621.793.184

А.А. Быбин, П.В. Тарасов, Р.Р. Невьянцева
(Уфимский государственный авиационный технический университет),
Н.Ф. Измайлова *(ОАО "Уфимское моторостроительное производственное объединение)*
E-mail: anbybin@yandex.ru

Влияние методов удаления ионно-плазменного покрытия на основе нитрида титана на точность и качество обработки поверхности титанового сплава

Рассмотрены особенности удаления ионно-плазменного покрытия TiN с поверхности титанового сплава различными методами. Показано, что метод снятия покрытия, включающий химическое разрыхление с последующей абразивной и отделочной обработкой поверхности обеспечивает наибольшую точность обработки и формирование в поверхностном слое сжимающих остаточных напряжений.

Ключевые слова: *титановый сплав, ионно-плазменное покрытие, удаление покрытия, химический метод, механическая обработка, точность обработки, остаточные напряжения.*

The process of ion-plasma TiN coating removal from titanium alloy using different methods has been investigated. It was shown that the removal method involving chemical etching, further abrasive and finishing treatments gives the maximal accuracy and yields compressive stress in the surface layer.

Keywords: *titanium alloy, ion-plasma coating, removing coating, chemical method, machining, precision machining, residual stresses.*

Введение

Для обеспечения ресурса лопаток компрессора на их трактовую поверхность наносят износостойкое покрытие, в частности из нитрида титана [1]. Данное покрытие наносят в вакуумной среде, где создается ионизированная плазма и на лопатки, находящиеся под отрицательным смещением потенциала, осаждается слой из нитридов. При нарушении технологии нанесения покрытия возникают различные дефекты: отслоение покрытия от подложки, наличие посторонних металлических включений, следы действия электрических разрядов, повышенная пористость, завышенная толщина защитного слоя и др. Данные виды дефектов являются недопустимыми по техническим условиям на детали, в результате чего последние подлежат ремонту. В целях восстановительного ремонта лопаток компрессора проводят удаление покрытия различными методами, среди которых наиболее целесообразными являются механический и химический. Указанные методы снятия покрытия описаны в работе [2]. Данные методы удаления износостойкого покрытия TiN должны не только обеспечивать требуемую шероховатость поверхности, но и не ухудшать точность других геометрических параметров как лопатки в целом, так и ее поверхностного слоя. В связи с этим в работе ставилась задача по изучению влияния механического и химического методов удаления покрытия из нитрида титана на точность геометрических параметров образцов из титанового сплава.

Методика проведения эксперимента

Исследования выполнялись с использованием плоских образцов размером 100×10×2,5 мм. Образцы из титанового сплава ВТ6 изготовлялись из листового проката и подвергались серийной термической обработке (630 °С, 2 ч). После подготовки поверхности, включающей шлифование с последующим полированием, на образцы наносилось ионно-плазменное покрытие Ti–TiN толщиной 8...10 мкм.

Удаление покрытия проводилось механическим методом путем его шлифования с последующим полированием (метод № 1) и химическим методом, предусматривающим выдержку образцов в кислотном растворе до полного снятия покрытия (метод № 2) или до момента его разрыхления (метод № 3).

Для оценки точности геометрических параметров ремонтируемых образцов выполнялись замеры их толщины после каждого технологического воздействия на поверхность. Замеры проводились микрометром модели IP-75 (фирма Mitutoyo), погрешность измерения составляла ±2 мкм. Для оценки качества обработки поверхностного слоя выполнялось измерение остаточных поверхностных напряжений с использованием метода рентгеновской дифракции на дифрактометре Rigaku Ultima IV. Изучение микроструктуры покрытия

проводилось с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) JSM-6490LV.

Результаты исследований и их обсуждение

Износостойкое покрытие из нитрида титана представляет собой покрытие, обладающее мозаичной структурой, нормально ориентированной к подложке. Участки между отдельными блоками мозаики заполнены α-Ti. На границе с подложкой имеется слой титана, наносимый для улучшения адгезии нитридного покрытия. РЭМ-анализ покрытия выявил значительную неоднородность структуры в связи с образованием микрокапельной металлической фазы. Образование данной фазы вызвано особенностями вакуумно-дуговой генерации металлической плазмы при нанесении покрытия: наряду с ионами и электронами происходит формирование интенсивного потока микрокапель размерами от нескольких микрометров до десятков нанометров [3].

Для удаления нитридного покрытия с поверхности образцов из титанового сплава ВТ6 были применены три разных метода. Первый метод – механический – включал шлифование и отделочную обработку поверхности (полирование), которые выполнялись с использованием режимов абразивной обработки, исключающих образование на поверхности участков с прижогами, характеризующихся измененной структурой и являющихся центрами зарождения усталостных трещин.

Второй и третий методы – химические – были основаны на погружении образцов в раствор, температура которого составляла 18...20 °С. Состав травильного раствора представлен в работе [4]. Эти методы различались между собой тем, что во втором методе выдержка в растворе продолжалась до полного снятия покрытия, а в третьем длительность травления ограничивалась только разрыхлением покрытия TiN.

Для третьего метода одним из наиболее важных технологических параметров является длительность обработки. Для ее установления были проведены исследования скорости травления покрытия и изменения микротвердости покрытия в ходе обработки, результаты которых представлены на рис. 1. Видно, что скорость съема нитридного покрытия имеет тенденцию к росту и изменяется по логарифмическому закону. При времени обработки более 80 с происходит резкий скачок скорости, что связано с действием компонентов травильного раствора на подложку из сплава ВТ6, скорость растворения которого во многом превышает скорость снятия покрытия TiN. Вид кривой изменения микротвердости поверхности в ходе травления имеет противоположный характер. Так, на первом этапе при длительности обработки до 30 с

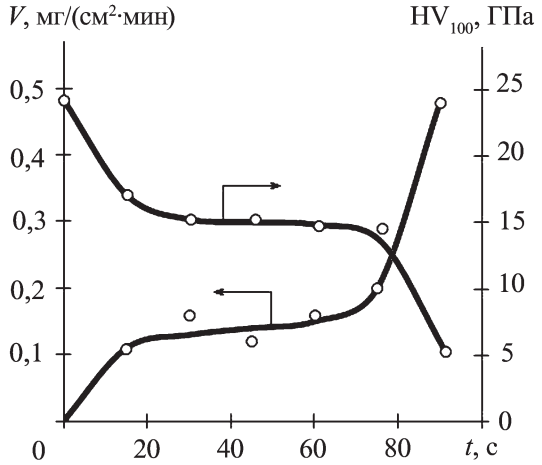

Рис. 1. Динамика скорости травления *V* покрытия TiN в кислотном растворе и изменения его микротвердости HV_{100}

микротвердость покрытия резко уменьшается – практически в два раза. Далее значения микротвердости находятся на постоянном уровне и только после 80 с обработки еще раз резко снижаются. Резкий спад микротвердости свидетельствует о полном снятии покрытия и начале контакта титановой поверхности с химическим раствором.

Анализ приведенных данных позволил установить длительности обработки образцов во втором и третьем методах удаления покрытия: 80 и 30 с соответственно. После указанной выдержки в травильном растворе образцы подвергались шлифованию резиновым кругом с использованием в качестве абразива карбида кремния зернистостью F60 и электрокорунда зернистостью F120 с последующим полированием войлочным кругом.

На рис. 2 приведены данные об изменении минимального припуска Z_{min} и колебания припуска ωZ в зависимости от вида обработки. Под минимальным припуском понимается дефектный слой металла, который необходимо удалить до получения требуемой чистоты поверхности. Колебание припуска устанавливалось экспериментально – путем замера снятого слоя материала. Из представленных на рис. 2 данных видно, что метод удаления покрытия оказывает сильное влияние на величины Z_{min} и ωZ. Наибольший припуск требуется удалять после снятия покрытия химическим методом. В данном случае поверхность титанового сплава после полного удаления покрытия характеризуется повышенной шероховатостью (*Ra* 2...4 мкм), неравномерным распределением ее значений по обрабатываемой площади, а также значительным разбросом геометрических размеров образцов, что суммарно обусловливает значительную величину снимаемого припуска.

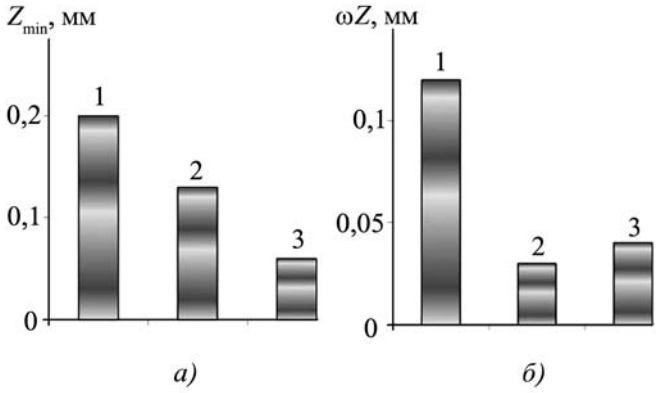

Рис. 2. Зависимость минимального припуска (*а*) и его колебания (*б*) от метода удаления покрытия TiN:
1 – химическое травление с полным съемом покрытия; *2* – механическое удаление покрытия; *3* – химическое разрыхление покрытия

Механический метод характеризуется меньшим припуском и незначительным его колебанием. При реализации данного метода минимальный припуск включает всю толщину удаляемого покрытия и незначительный слой материала сплава. Последний добавляется в связи с отсутствием способов текущего контроля за удалением покрытия абразивным инструментом, что обусловливает снятие и части слоя титанового сплава. С учетом того, что для ионно-плазменного покрытия из нитрида титана допуск на толщину слоя устанавливается в пределах ±1 мкм, колебание снимаемого припуска в этом случае будет характеризоваться малым значением.

Наименьший припуск снимается в случае использования метода химического разрыхления, что вызвано отсутствием контакта агрессивного раствора с поверхностью титанового сплава и исключением из обработки операций по снижению шероховатости поверхности путем предварительного шлифования. В этом случае припуск включает разрыхленный слой нитридного покрытия, который не обладает значительной прочностью адгезионной связи с подложкой. В связи с этим при удалении дефектного слоя после химического разрыхления удается уменьшить величину врезания абразивного инструмента в поверхность титанового сплава. Кроме того, рассеяние припуска также характеризуется меньшими значениями, что положительно сказывается на точности обработки.

В таблице представлены данные об изменении остаточных поверхностных напряжений в зависимости от вида обработки. Видно, что уровень остаточных напряжений сильно зависит от этапа обработки поверхности. Установлено, что после термической обработки остаточные напряжения отсутствуют либо их величина

Изменение остаточных напряжений в поверхностном слое в зависимости от вида обработки

Вид обработки	Остаточные напряжения, МПа
Термическая обработка ($ТО_1$) заготовки	0...+10
$ТО_1$ + шлифование (Шл) поверхности заготовки	+140...+155
$ТО_1$ + Шл + термическая обработка для снятия напряжений ($ТО_2$)	+30...+50
$ТО_1$ + Шл + $ТО_2$ + полирование поверхности (Пл) + нанесение покрытия TiN + удаление механическим методом (Шл + Пл)	–50...–40
$ТО_1$ + Шл + $ТО_2$ + полирование поверхности (Пл) + нанесение покрытия TiN + полное удаление химическим методом + Шл + Пл	–120...–110
$ТО_1$ + Шл + $ТО_2$ + полирование поверхности (Пл) + нанесение покрытия TiN + химическое разрыхление покрытия + Шл + Пл	–310...–290

незначительна. Анализ показывает, что режим термической обработки $ТО_2$ (520 °С, 2 ч), предназначенный для снятия напряжений при изготовлении лопаток компрессора газотурбинного двигателя (ГТД) [5], не в полной мере обеспечивает релаксацию наведенных остаточных напряжений. Шлифование, представляющее собой абразивную обработку поверхности, вызывает формирование растягивающих напряжений в поверхности и по закону технологической наследственности оказывает существенное влияние на состояние поверхности при последующих видах ее обработки. Использование при удалении покрытия полирования как отделочной обработки поверхности позволяет сформировать сжимающие остаточные напряжения, знак которых определяется долей предшествующей шлифовальной обработки. При механическом методе снятие покрытия, т.е. его управляемое разрушение, осуществляется за счет абразивных частиц шлифовального круга, что приводит к появлению больших растягивающих напряжений. Последующее полирование снимает дефектный слой, обеспечивая формирование незначительных сжимающих напряжений.

Химический метод, позволяя полностью снять покрытие TiN, способствует созданию поверхности с повышенной шероховатостью. В этом случае объем предварительной абразивной обработки по сравнению с механическим методом становится существенно ниже и выполняется в условиях меньших сил резания.

При таком подходе вероятность формирования значительных растягивающих напряжений уменьшается, что способствует повышению величины сжимающих остаточных напряжений в ходе отделочной обработки.

Когда выполняется только химическое разрыхление покрытия в травильном растворе, связи между отдельными частицами ослабевают, что позволяет максимально снизить объем предварительной абразивной обработки и увеличить долю отделочной обработки, обеспечив наибольшие значения сжимающих поверхностных напряжений.

Выводы

Метод удаления износостойкого покрытия, основанный на его разрыхлении в травильном растворе с последующей абразивной и отделочной обработкой, в отличие от серийных методов удаления покрытия характеризуется минимальным снимаемым припуском и формированием в поверхностном слое благоприятных сжимающих напряжений, что обеспечивает высокую точность обработки и получение поверхности требуемого качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Будилов В.В., Мухин В.С., Шехтман С.Р.** Нанотехнологии обработки поверхности деталей на основе вакуумных ионно-плазменных методов: Физические основы и технические решения. М.: Наука, 2008. 194 с.

2. **Тарасов П.В., Быбин А.А., Невьянцева Р.Р.** Влияние способов удаления ионно-плазменного покрытия Ti–TiN с поверхности титанового сплава на его усталостную прочность // Вестник УГАТУ. 2013. Т. 17. № 1 (54). С. 92–97.

3. **Асанов Б.У., Макаров В.П.** Нитридные покрытия, полученные вакуумно-дуговым осаждением // Вестник КРСУ, 2002. Т. 2. № 2. Режим доступа: http://www.krsu.edu.kg/vestnik/. 30.10.2013.

4. **Состав** для удаления покрытий из нитрида титана с поверхности деталей из титановых сплавов: Пат. РФ № 2396372. МПК[7] C23F1/26, C23F1/44 / Быбин А.А. и др.; Опубл. 10.08.2010.

5. **Крымов В.В., Елисеев Ю.С., Зудин К.И.** Производство лопаток газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 2002. 376 с.

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ МАШИН

УЧЕБНИК ДЛЯ ВУЗОВ

К.П. Жуков, Ю.Е. Гуревич

2014 г. Объем 648 с. Формат 70x100 1/16 Переплет ISBN 978-5-94275-739-7 Цена 1200 р.

Изложены методы проведения расчетов (проектировочных и проверочных), а также методология конструирования деталей и узлов машин общего назначения с подробным рассмотрением этих вопросов на примерах проектирования редукторов и коробок скоростей.

Приведены необходимые справочные данные, формулы, таблицы. Иллюстрации сопровождаются минимальным текстом и обеспечивают сокращение времени на поиск информации и выполнение расчетов при разработке конструкции с оптимальными параметрами. Второе издание (первое издание вышло в 1999 г.) переработано и дополнено в соответствии с новыми нормативно-техническими документами.

Учебник предназначен для студентов технических и технологических вузов, а также может быть использован инженерно-техническими работниками, занимающимися проектированием оборудования различных отраслей.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 620.178.3

В.В. Галкин *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*
E-mail: omd@nntu.nnov.ru

Структурно-деформационная оценка упрочнения металла в многооперационных процессах холодного деформирования

Предложено направление структурно-деформационной оценки упрочнения металла в локальных объемах изделий, изготовленных многооперационными процессами объемной обработки давлением, с использованием экспериментальных обобщенных кривых упрочнения. Изложена комплексная методика их построения, основанная на построении двух зависимостей: "интенсивность напряжений – твердость" и "степень деформации – твердость". Первая определяется по методу твердости согласно аналитической зависимости по данным, полученным испытанием материала на линейное растяжение. Вторая строится с применением микроструктурного метода Г.А. Смирнова-Аляева, усовершенствованного применением оптической цифровой микроскопии и специализированного расчетного программного пакета. Значение конечной пластической деформации локальных объемов изделий определяется как арифметическая сумма интенсивностей деформаций в соответствующих зонах заготовки на переходах обработки. На примере холодной высадки шестигранной гайки М10 рассмотрена методика построения обобщенной кривой упрочнения стали 20. Предложенное направление по прогнозированию упрочнения апробировано на шестигранной гайке М18, а также на формованном и обрезном болтах М10 из сталей 10, 20 и 20Г2Р.

Ключевые слова: *микроструктурный анализ, упрочнение металла, обобщенные кривые деформационного упрочнения, многооперационное холодное деформирование, холодная высадка, крепежные изделия.*

Proposed direction of structural-strain assessment hardening of metal in local volumes of the products manufactured by multioperational processes of volumetric pressure processing with the use of generalized experimental curves hardening. Presented a complex method of their construction, based on the construction of two dependencies: "stress intensity – hardness" and "degree of deformation – hardness". The first is based on the hardness according to the analytical dependence according to data of the test material on linear stretching. The second is under construction with application of G.A. Smirnov-Alyaev microstructural method, improved using an optical digital microscopy and specialized billing software package. The value of the ultimate plastic deformation of local volumes of products is determined as the arithmetic sum of the intensities of deformation in the areas of the workpiece on transitions processing. For example, cold heading hex-nut M10 is considered the method of constructing a generalized curve of hardening of steel 20. Approbation of the offered direction forecasting hardening performed on the hexagonal nut M18, molded and trim bolts M10 from steel, 10, 20 and 20Г2Р.

Keywords: *microstructural analysis, reinforcement of metal, generalized curves strain hardening, multioperational cold deformation, cold landing, fasteners.*

Введение

В конструкциях машин используются определенные группы металлоизделий, работающие в условиях статических нагрузок, служебные свойства которых регламентируются прочностными характеристиками. Они изготовляются с использованием различных процессов обработки давлением, в том числе многооперационных технологий холодной штамповки.

Холодное деформирование металла характеризуется его упрочнением (наклепом). Разработка инженерных методов оценки и прогнозирования повышения прочностных характеристик металла изделий в процессе холодной обработки давлением является актуальной проблемой. Кроме того, как правило, необходимы сведения по отдельным зонам или элементам изделий, в первую очередь, отвечающим за их работоспособность.

При анализе действующего или вновь проектируемого технологического процесса холодной штамповки используются аналитические и экспериментальные методы оценки упрочнения.

В настоящее время одним из наиболее применяемых аналитических методов является математическое моделирование, основанное на методе конечных элементов и реализуемое в специализированных программных пакетах. Зависимости напряженного состояния от деформированного для применяемых металлов в программных комплексах могут задаваться различным образом: кривыми упрочнения, экспериментальными экспонентными зависимостями, обобщенными кривыми упрочнения в аналитическом виде или графически и т.д. Как следствие, актуален вопрос об оценке объективности результатов, полученных методом математического моделирования в зависимости от применяемых характеристик. Очевидно, что ответ

на него может быть получен их сравнением с данными экспериментальных исследований.

Среди экспериментальных методов можно отметить структурно-деформационное направление, основанное на применении экспериментальных обобщенных кривых упрочнения металла. В данном направлении основной проблемой является значительная трудоемкость, а иногда даже невозможность экспериментального определения степени деформации.

Результаты последних исследований позволили предложить усовершенствованную методику построения обобщенных кривых упрочнения металлов, основанную на методах твердости и микроструктурного анализа [1]. Согласно этой методике предварительно строятся две зависимости. Первая зависимость, в координатах "интенсивность напряжений – твердость", определяется полиномом третьей степени, является единой для различных схем напряженного состояния, не зависит от пути деформирования и может быть определена эмпирическими выражениями на основании показателей механических свойств металла, полученных при линейном растяжении [2]. Вторая, в координатах "степень деформации – твердость", определяется с использованием микроструктурного метода Г.А. Смирнова-Аляева [3]. До последнего времени ее использование сдерживалось, как было указано выше, из-за трудностей в определении степени деформации. Данная проблема решена по двум направлениям. Во-первых, в качестве исследуемых процессов вместо стандартных испытаний использованы технологические процессы холодной высадки. Микроструктурный анализ исследуемых зон высаженных изделий проводился на шлифах заготовок ее переходов с учетом прослеживания их положения методом математического моделирования. Это, с одной стороны, упростило исследования в силу относительно небольших размеров заготовок, а с другой – позволило иметь информацию по интенсивности деформированного состояния в большом диапазоне в силу значительной его неоднородности в объеме формоизмененных заготовок. Во-вторых, были автоматизированы процедуры определения величины зерна и расчетов компонентов деформированного состояния на основе применения оптической цифровой микроскопии и разработки специализированного расчетного программного пакета [4]. При этом для многооперационного деформирования было экспериментально подтверждено математическое положение Г.А. Смирнова-Аляева, согласно которому итоговая степень деформации определяется как арифметическая сумма степеней деформации отдельных операций, значения которых численно равны интенсивности главных деформаций [5]. Исследования, касающиеся сравнения напряженно-деформированных состояний, определяемых методами микроструктурного анализа и математического моделирования, позволили сделать следующие выводы. Оба метода позволили, во-первых, однозначно оценить итоговую степень деформации металла в многооперационных процессах, а во-вторых, – указали на желательность использования при математическом моделировании экспериментальных обобщенных кривых упрочнения как наиболее объективных характеристик оценки напряженного состояния металла изделия.

Изложенные выше результаты позволили сформулировать основные положения структурно-деформационной оценки и прогнозирования упрочнения металла в локальных объемах изделий, изготовленных с помощью многооперационных процессов объемной обработки давлением. Они сводятся к применению экспериментальных обобщенных кривых упрочнения используемых материалов совместно с определением деформированного состояния изделий, в частности при прогнозировании, методом математического моделирования с использованием специализированных программных комплексов.

Методика проведения эксперимента

Предлагаемая методика построения экспериментальных обобщенных кривых упрочнения содержит следующие этапы:

1. Математическое моделирование процесса высадки с использованием твердотельных моделей инструмента и заготовки. Выбор исследуемых зон изделий и определение их положения на переходах.
2. Высадка заготовок переходов высадки и изготовление из них продольных шлифов.
3. Микроструктурный анализ и измерение микротвердости металла исследуемых зон на шлифах переходов. Построение зависимости "степень деформации – микротвердость".
4. Испытание исходной заготовки (проволоки) на одноосное растяжение и определение механических характеристик металла: предела прочности, предела текучести, относительного сужения, исходной твердости и твердости при предельно устойчивой деформации. Построение зависимости "интенсивность напряжений – микротвердость".
5. Построение обобщенной зависимости упрочнения металла в координатах "степень деформации – интенсивность напряжений".

Данная методика построения экспериментальной обобщенной кривой упрочнения стали 20 апробирована на примере пятипозиционной холодной высадки шестигранной гайки М10 (рис. 1).

Упрощенные твердотельные модели инструмента по переходам высадки были разработаны в программе PRO ENGINEER (рис. 2). Математическое моделирование проводилось с применением программного

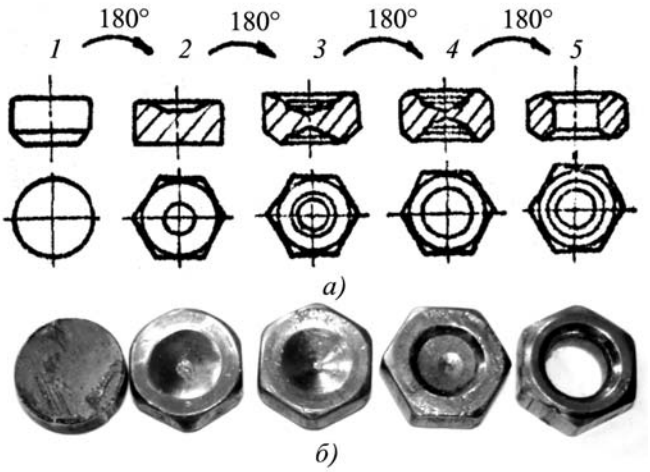

Рис. 1. Пятипозиционный процесс изготовления шестигранной гайки из стали 20:
а – эскизы переходов; *1* – осадка отрезанной заготовки; *2* – осадка с подформовкой; *3* – предварительная формовка; *4* – окончательная формовка; *5* – пробивка отверстия (180° обозначает переворот заготовки при штамповке на последующей позиции); *б* – фотография переходов

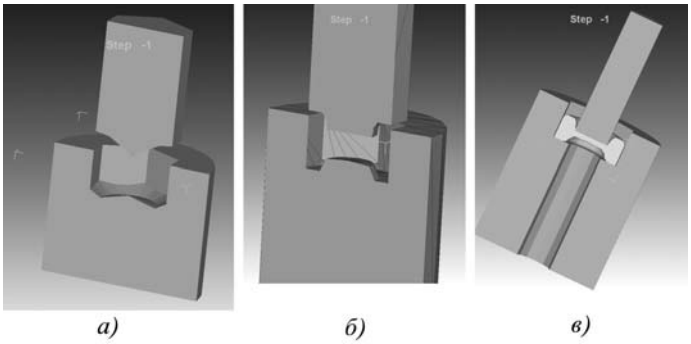

Рис. 2. Упрощенные твердотельные модели инструмента для моделирования процесса высадки шестигранной гайки:
а – осадка с подформовкой; *б* – окончательная формовка; *в* – пробивка отверстия

комплекса DEFORM. С его помощью на шлифах переходов высадки определялись положения исследуемых зон (рис. 3) для структурно-механических исследований. Измерения микротвердости проводились с использованием микротвердомера ПМТ3 с нагрузкой 0,981 Н и увеличением 300 (для отпечатков 76...125 мкм). В каждой зоне проводилось по пять наколов (Р1...Р5), по которым рассчитывались средние значения. Микроструктура исследуемых зон на переходах высадки приведена на рис. 4.

Интенсивность деформаций в исследуемых зонах определялась микроструктурным методом Г.А. Смирнова-Аляева. Метод основан на положении механики сплошной среды А.А. Ильюшина. Согласно этому положению в качестве микроструктурного объема, рассматриваемого как сплошное тело, к которому применимо положение о деформированном состоянии материальной частицы, выбирается сфера радиусом r_0, пересекающим 8,5...10,0 зерен [6].

На практике метод включает определение размеров зерен на фотографии микрошлифов. Из каждой исследуемой точки как из центра окружности проводятся отрезки через постоянное число градусов (рис. 5, *а*). В базу измерений входят значения длин отрезков ρ, пересекающих установленное число деформированных зерен. При расчетах компонентов деформированного состояния полученные значения ρ сравниваются с длиной отрезка ρ_0, пересекающего

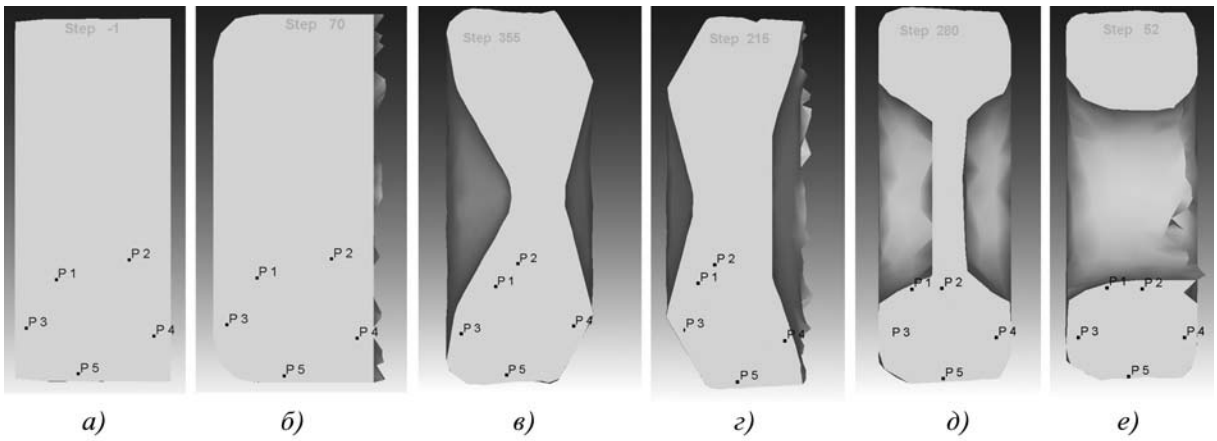

Рис. 3. Твердотельные модели переходов высадки шестигранной гайки с указанием перемещения исследуемых зон:
а – исходная заготовка; *б* – осадка отрезанной заготовки; *в* – осадка с подформовкой; *г* – предварительная формовка; *д* – окончательная формовка; *е* – пробивка отверстия; 1...5 – номера исследуемых зон

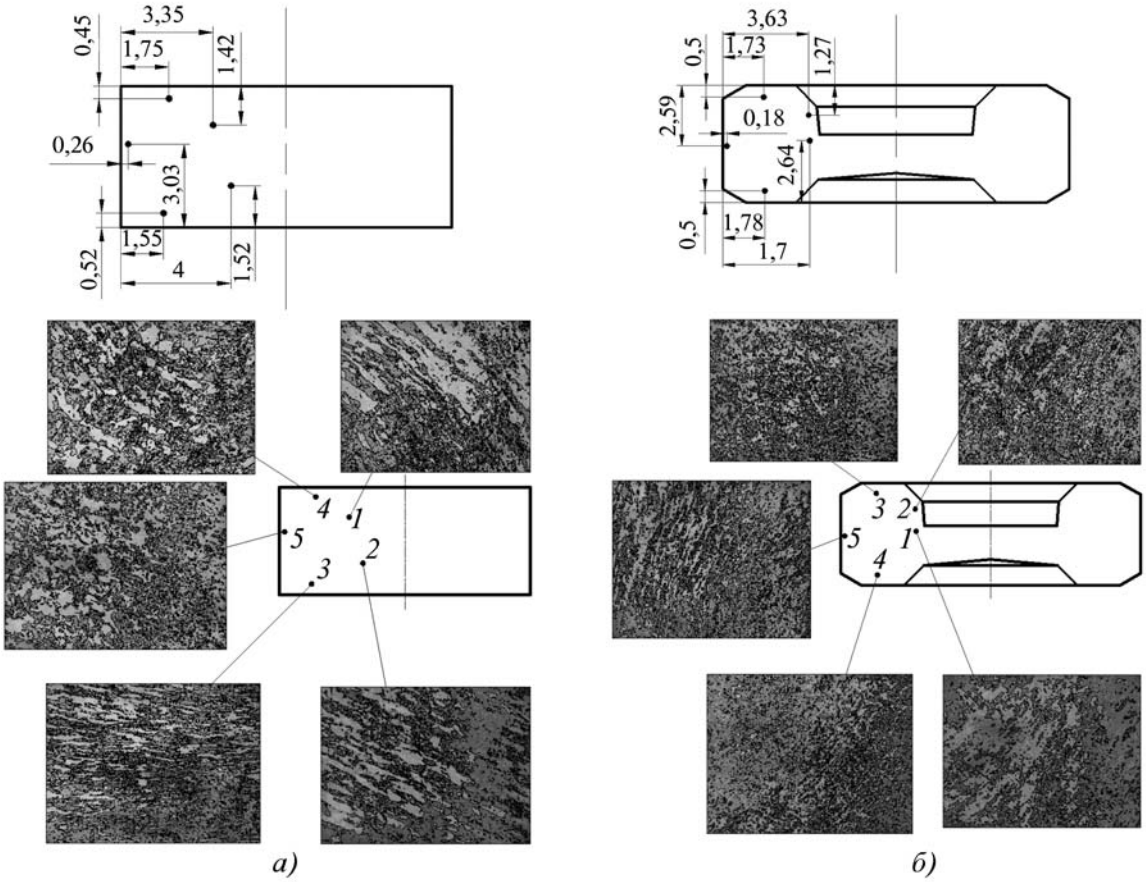

Рис. 4. Положения исследуемых зон и микроструктура на переходах высадки шестигранной гайки из стали 20:
а – исходная заготовка; *б* – окончательная формовка

установленное число зерен недеформированной структуры до и после деформации.

Для оптимизации микроструктурного метода на платформе LabVIEW фирмы National Instruments был разработан специализированный программный пакет, обеспечивающий замер структурных составляющих и расчет компонентов деформированного состояния [5]. Для замера структурных составляющих исходное цифровое изображение микроструктуры, полученное с микроскопа (×200), подвергается бинаризации. В ее

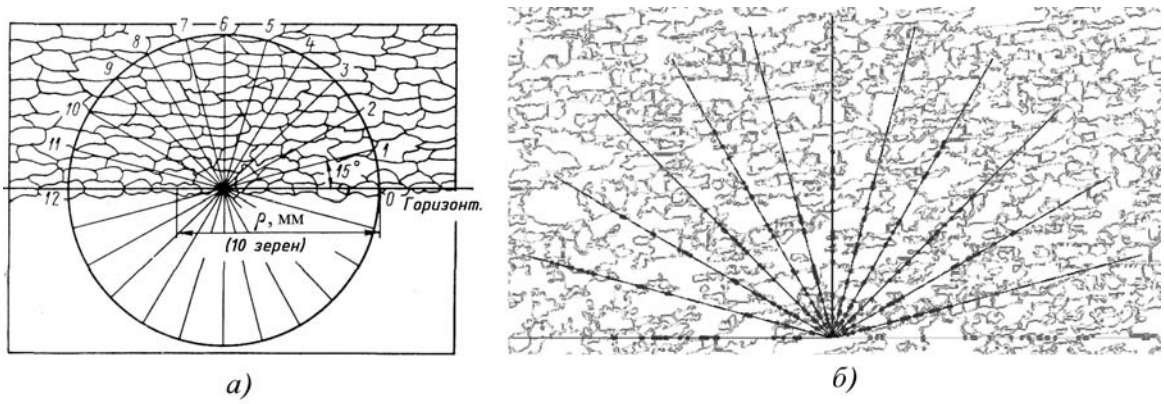

Рис. 5. Измерение зерен микроструктуры:
а – с помощью построенной вручную сетки-транспаранта с угловым шагом 15°; *б* – на бинаризованном изображении микроструктуры

результате элементы имеют вид паркетной структуры (рис. 6), т.е. разделяются на объекты: зерна (феррит) и фон (межзеренные границы). Для расчета компонентов деформированного состояния в программном пакете производится ручной ввод положения центра сферы для радиуса исследуемого участка, аналогично построению сетки-транспаранта на фотографии микроструктуры. Разработанная программа автоматически строит из указанной точки-центра серию радиус-векторов с заданным угловым шагом (см. рис. 5, *б*) и находит заданное число точек пересечения этих векторов с границами зерен. Угловой

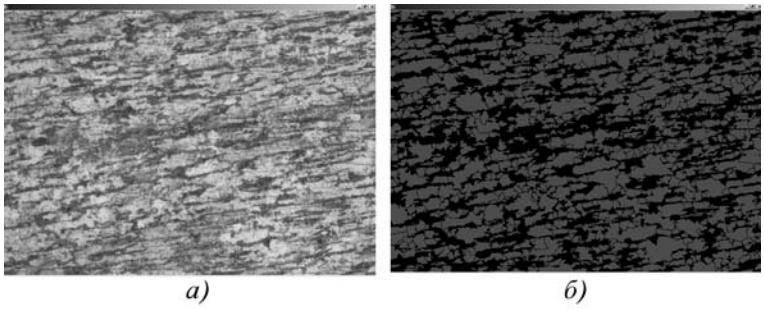

Рис. 6. Результаты автоматизированной обработки данных:
а – фотография микроструктуры; *б* – бинаризованное изображение микроструктуры

Значения микротвердости и компонентов деформированного состояния стали 20 в исследуемых зонах переходов высадки шестигранной гайки

Вид технологического перехода	Номер зоны согласно рис. 3	Микротвердость HV	Коэффициент В. Лоде ν_ε	Интенсивность деформации ε_i
1-я осадка	1	204	0,167	0,337
	2	224	–0,191	1,039
	3	206	0,297	0,561
	4	205	0,139	0,209
	5	195	0,055	0,495
2-я осадка	1	215	–0,069	0,628
	2	245	–0,288	1,204
	3	245	–0,304	0,597
	4	242	0,062	1,744
	5	205	0,175	0,163
3-я осадка	1	259	0,107	0,554
	2	251	–0,010	0,037
	3	258	–0,138	0,660
	4	254	–0,140	0,543
	5	244	–0,061	0,495
4-я осадка	1	254	–0,288	0,411
	2	272	–0,243	0,651
	3	260	–0,290	1,060
	4	256	0,265	1,256
	5	256	–0,182	0,797
Пробивка отверстия	1	266	–0,262	1,307
	2	254	–0,108	1,101
	3	268	–0,180	1,314
	4	264	–0,185	1,247
	5	266	–0,166	0,792

шаг при измерениях может быть достаточно малым (см. рис. 5, *б*), что позволяет повысить точность расчетов с использованием данного метода по сравнению с ручными вычислениями, когда число секторов задается не более 15 [1].

На основании результатов структурно-механических исследований, приведенных в таблице, построена зависимость в координатах "микротвердость – степень деформации" (рис. 7). Экспериментальные данные по всем исследуемым зонам и переходам высадки удовлетворительно укладываются на расчетную кривую, представленную полиномом третьей степени. Достоверность аппроксимации составляет 0,8704.

Зависимость "микротвердость – интенсивность напряжений", приведенная на рис. 8, построена по данным, рассчитанным по эмпирическому выражению, в котором использованы значения механических характеристик стали 20, полученные при испытании на одноосное растяжение. Как и предыдущая зависимость, она представляется полиномом третьей степени с достоверностью аппроксимации (R^2) 0,7995.

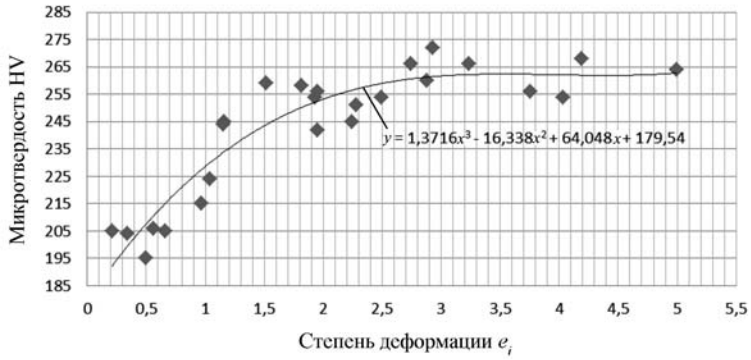

Рис. 7. График зависимости "микротвердость – степень деформации" стали 20

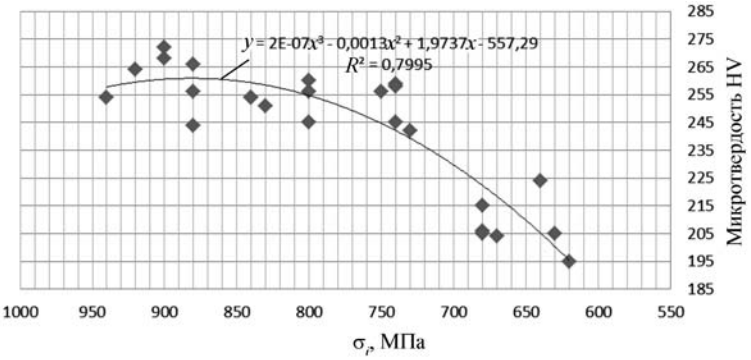

Рис. 8. График зависимости "микротвердость – интенсивность напряжений" стали 20

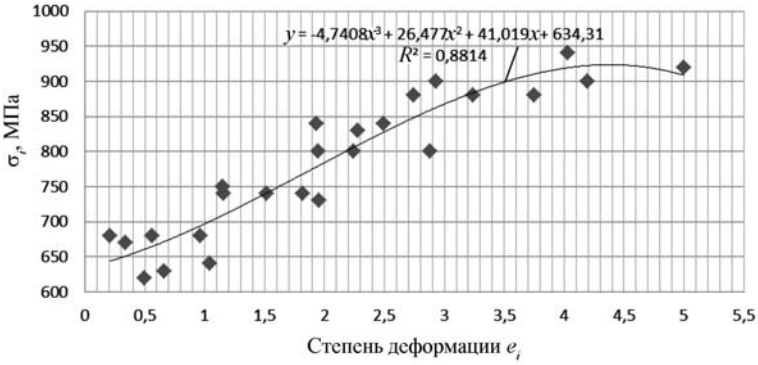

Рис. 9. Экспериментальная обобщенная кривая упрочнения стали 20

На основании полученных графиков (см. рис. 7, 8) построена обобщенная кривая упрочнения стали 20 в координатах "степень деформации – интенсивность напряжений" (рис. 9). Так же как и кривые упрочнения, полученные при линейном растяжении, зависимость имеет порог упрочнения σ_i = 800 МПа при e_i = 2,8. Достоверность аппроксимации соответствует 0,8814. Полученная кривая описывается уравнением

$$y = -4,7408x^3 + 26,477x^2 + 41,019x + 634,31.$$

По изложенной методике были построены экспериментальные обобщенные кривые упрочнения сталей 10 и 20Г2Р (рис. 10, 11).

Результаты экспериментов и их обсуждение

Наличие экспериментальных обобщенных кривых упрочнения сталей 10, 20 и 20Г2Р и результаты математического моделирования позволяют прогнозировать упрочнение металла в изделиях, изготовленных многооперационными процессами объемной обработки давлением. В качестве объектов исследования были выбраны холодно-высадочные крепежные изделия: гайка М18, обрезной болт М10 и фланцевый формованный болт М10.

Анализ деформированного состояния металла объема высаженных изделий проводился с применением специализированного программного комплекса DEFORM. Их характеристика в виде его картин представлена на рис. 11, *а*, 12, *а*, 13, *а*, в соответствии с которыми выполнены схемы зон одинаковой степени деформации (рис. 11, *б*, 12, *б*, 13, *б*).

Анализ деформированного состояния металла высаженных изделий показал значительную его неоднородность в различных зонах высадки.

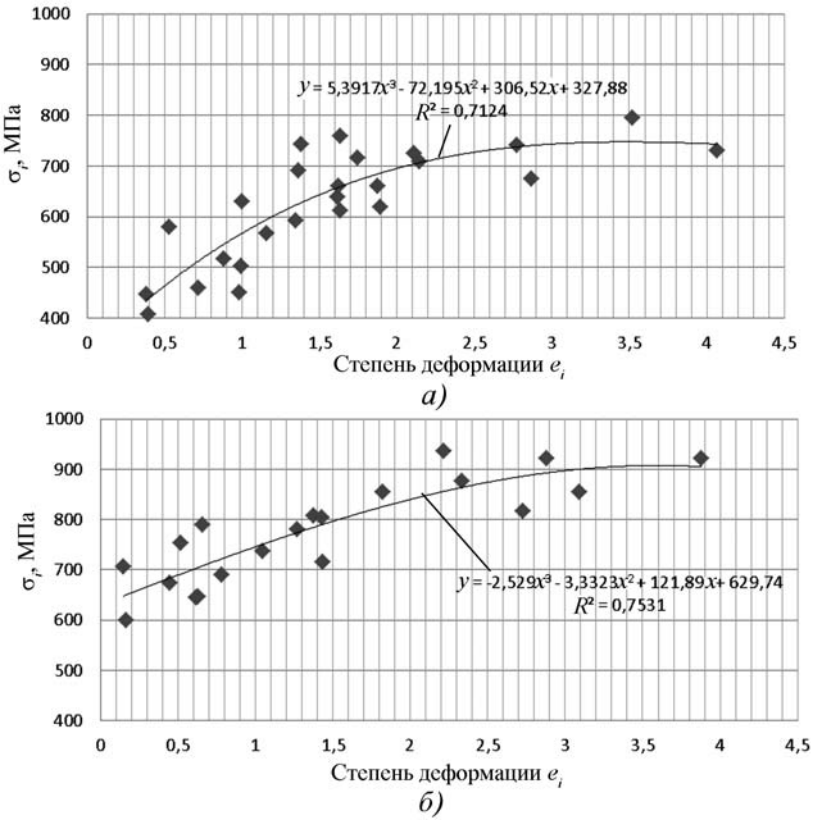

Рис. 10. Экспериментальная обобщенная кривая упрочнения:
а – стали 10; *б* – стали 20Г2Р

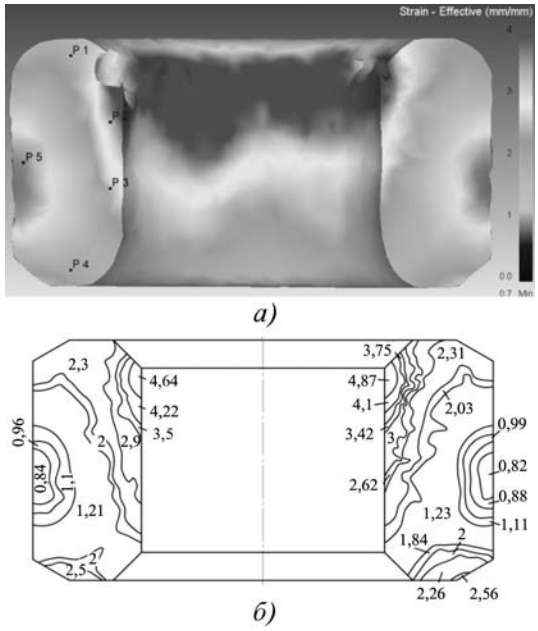

Рис. 11. Деформированное состояние металла заготовки шестигранной гайки М18:
а – картина математического моделирования; *б* – схема зон с одинаковой степенью деформации (цифры – значения степени деформации)

У гайки М18 (см. рис. 11) наибольшая степень деформации e_i = 2,5...3,3 соответствует опорной поверхности изделия и зоне пробитого отверстия. Боковые грани изделия претерпевают минимальную степень деформации e_i = 0,5...1,0. Большая часть объема изделия имеет степень деформации ~1,5...2,0.

В формованном фланцевом болте М10 (см. рис. 12) центральная зона головки деформирована со степенью деформации e_i = 0,8...1,5, при этом меньшее значение соответствует его верхней поверхности. Наибольшая степень деформации e_i = = 2,5...3,0 соответствует его боковым поверхностям по зоне фланца. По месту перехода головки в стержень степень деформации e_i = 0,5.

У обрезного болта М10 (см. рис. 13) наибольшая степень деформации e_i = 2,5...3,3 соответствует боковым граням, а минимальная – e_i = 0,4...0,9 – переходной зоне головки в стержень. Большая часть объема высаженной головки, включая ее центральную часть, имеет степень деформации e_i = 1,0.

По результатам анализа ресурса упрочнения металла изделий и, как следствие, повышения их класса прочности в зависимости от деформированного состояния и используемых марок материала можно сделать следующие заключения.

У гайки М18 при ее изготовлении из стали 20 в зонах опорной поверхности и пробитого отверстия упрочнение металла имеет максимальное значение: σ_i = 900...920 МПа, которое незначительно превышает значение порога упрочнения. Минимальное упрочнение соответствует боковым граням, σ_i = 600...650 МПа. Большая часть высаженного объема изделия имеет упрочнение σ_i = 750...800 МПа, что ниже порога упрочнения примерно на 10...12 %. В случае изменения марки материала, в частности при изготовлении изделия из стали 20Г2Р, можно прогнозировать повышение прочностных характеристик, так как порог упрочнения данного материала соответствует меньшей степени деформации: e_i = 2,2 при большем упрочнении: σ_i = 920...940 МПа.

Центральная зона формованного фланцевого болта М10, изготовленного из стали 20Г2Р, имеет упрочнение σ_i = 800...850 МПа, что ниже возможного повышения до σ_i = 900...920 МПа. Это свидетельствует о ресурсе повышения упрочнения за счет изменения технологии высадки, включающего увеличение числа операций.

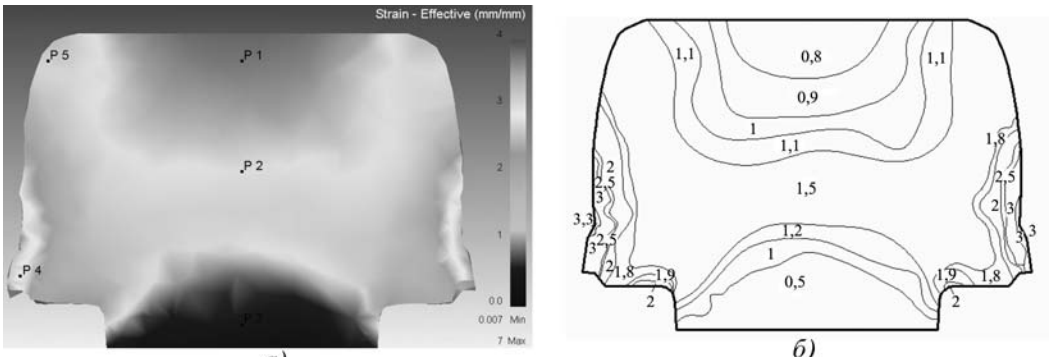

Рис. 12. Деформированное состояние металла головки формованного фланцевого болта М10:
а – картина математического моделирования; *б* – обозначение зон с одинаковой степенью деформации (цифры – значение степени деформации)

У обрезного болта М10, изготовленного из стали 10, основное упрочнение соответствует поверхностям обрезанных граней шестигранника. Его значение максимально: $\sigma_i = 750$ МПа. Основной объем головки имеет упрочнение $\sigma_i = 600...650$ МПа.

В целом полученные результаты свидетельствуют о возможности прогнозирования упрочнения металла изделий, полученных многооперационными процессами холодного деформирования с применением направления, основанного на применении обобщенных кривых упрочнения используемых материалов совместно с определением деформированного состояния изделий методом математического моделирования.

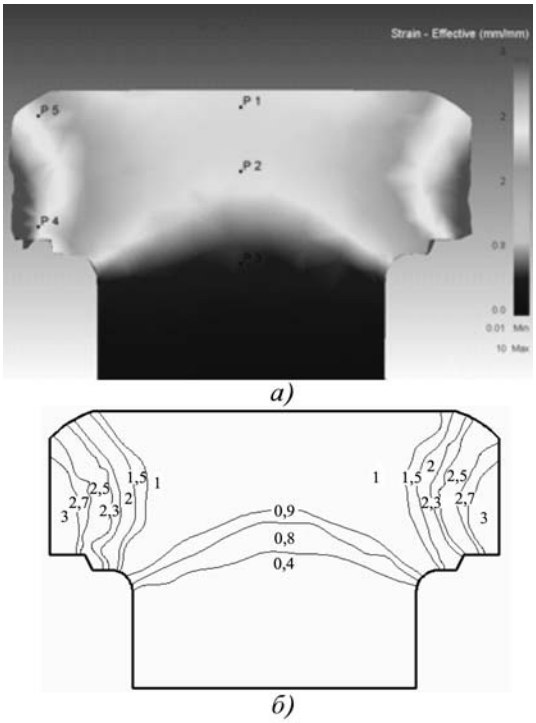

Рис. 13. Деформированное состояние металла головки обрезного болта М10:
а – картина математического моделирования; *б* – обозначение зон с одинаковой степенью деформации (цифры – значения степени деформации)

Выводы

1. Предложено структурно-деформационное направление оценки и прогнозирования прочностных характеристик металла изделий, изготовленных многооперационными процессами холодного деформирования, основанное на применении обобщенных кривых упрочнения используемых материалов совместно с определением деформированного состояния изделий, в частности при прогнозировании, методом математического моделирования.

2. Дана оценка упрочнения холодно-высаженных крепежных изделий: гайки М18, обрезного болта М10 и формованного фланцевого болта М10, изготовленных из сталей 10, 20 и 20Г2Р соответственно. Определен ресурс его возможного повышения в зависимости от марки используемого материала и особенностей технологического процесса изготовления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Галкин В.В., Кудрявцев С.А., Терещенко Е.Г., Дербенев А.А.** К вопросу построения экспериментальных зависимостей интенсивности напряжений металла от степени деформации // Заготовительное производство. 2013. № 11. С. 38–42.

2. **Дель Г.Д.** Определение напряжений в пластической области по распределению твердости. М.: Машиностроение, 1971.

3. **Смирнов-Аляев Г.А.** Сопротивление металлов пластическому деформированию. Л.: Машиностроение, 1978. 386 с.

4. **Галкин В.В., Кудрявцев С.А., Терещенко Е.Г.** Развитие микроструктурного метода исследования конечных пластических деформаций // Заготовительное производство. 2010. № 2. С. 22–24.

5. **Галкин В.В., Кудрявцев С.А., Терещенко Е.Г., Дербенев А.А.** Методика расчета конечных пластических деформаций металлоизделий, изготовленных многопереходными процессами холодной объемной штамповки // Заготовительное производство. 2012. № 9. С. 23–27.

6. **Ильюшин А.А., Ленский В.С.** Сопротивление материалов. М.: Физматгиз, 1959. 371 с.

УДК 631.3: 631.17: [621.785.5+621.787]

М.Г. Дегтярев *(Орловский государственный аграрный университет)*
E-mail: degaudit@mail.ru

Упрочняющие технологии – основа повышения ресурса и срока службы машины

Одной из причин медленного повышения срока службы и надежности сельскохозяйственных машин является разрозненность исследований по основным направлениям проблемы без учета взаимодействия всех факторов, влияющих на износостойкость рабочих поверхностей деталей и соединений. Очень мало внимания уделяется деталям, которые не определяют ресурс агрегата или машины в целом. Таких деталей в машинах и оборудовании агропромышленного комплекса более 90 %. Они практически отрабатывают полностью установленный срок службы, который для российской техники можно значительно увеличить. Показано, что внедрение новых упрочняющих финишных операций в технологические процессы при изготовлении и ремонте нересурсных деталей позволит увеличить срок службы машин более чем на 80 %.

Ключевые слова: *ресурс, износостойкость, финишная операция, упрочняющая технология, срок службы, технологический процесс, пластическое деформирование, твердость.*

One reason for the slow increase of the service life and reliability of agricultural machines is the fragmentation of research in main directions of the problem without taking into account the interaction of all factors influencing the wear resistance of working surfaces of parts and joints. Very little attention is paid to details, which do not define the resource unit or machine as a whole. Such details of machines and equipment of agroindustrial complex there are more than 90 %. They practically fulfill completely the established service life, which for Russian equipment can be increased considerably. The introduction of new reinforcing finishing operations in the technological processes for manufacturing and repair of not resource details will allow to increase service life of machines more than 80 %.

Keywords: *resource, wear resistant, finishing operation, hardening technology, service life, technological process, plastic deformation, hardness.*

Особенностью техники, используемой в агропромышленном комплексе, является ее многомарочность с множеством модификаций. Конструктивная недоработанность отдельных агрегатов и узлов с низкой надежностью, специфические условия работы, отсутствие необходимых рекомендаций, технической документации и технологической оснастки для обслуживания и ремонта – все это способствует тому, что зачастую техника в сельскохозяйственном производстве используется неэффективно и товаропроизводители несут большие затраты.

Над проблемой повышения ресурса машин работают научные коллективы, заводы-изготовители и отдельные лаборатории. Однако основные показатели надежности сельскохозяйственной техники повышаются очень медленно, а затраты на ее содержание резко увеличиваются после ремонта.

Основной причиной медленного решения вопросов повышения ресурса сельскохозяйственной техники является разрозненность исследований по многим направлениям проблемы без учета всего комплекса взаимодействующих факторов, определяющих надежность и ресурс машины в целом. Анализ литературных источников показывает, что большое внимание на всех уровнях от изготовления до списания машин уделяется в основном ресурсным соединениям, которых насчитывается, например, в тракторах не более одного десятка. Очень мало внимания уделяется нересурсным соединениям, срок службы которых при минимальных затратах можно увеличить в 1,5...1,8 раза и, естественно, не отправлять преждевременно 7...12 т металла только одного трактора на переплавку [2].

Ресурс отремонтированной детали в значительной степени определяется финишными операциями технологического процесса, так как в процессе отделочной обработки ими формируются основные геометрические размеры деталей, влияющие на монтажные зазоры и натяги сопряжений. Кроме этого, при обработке достигается необходимая шероховатость поверхностей трения, что уменьшает износ сопряжения и т.д., поэтому применением поверхностного упрочнения можно значительно повысить качество изготовляемых и восстанавливаемых деталей [1].

Существующие технологические процессы изготовления и восстановления деталей сельскохозяйственных машин разработаны общепринятыми методами, т.е. при их разработке не придавалось значения отделочным операциям, за исключением отдельных ресурсных деталей. Это в какой-то степени было оправданно до настоящего времени. Однако в связи с современными требованиями по повышению ресурса и срока службы машин возникла необходимость в совершенствовании технологических процессов изготовления и ремонта деталей. Корректировка технологиче-

ских процессов должна проводиться в основном по финишным операциям, так как ужесточение допустимых размеров в технических условиях для повышения срока службы и ресурса машины обусловливает определенные требования к качеству и геометрии сопрягаемых поверхностей. Нужные эксплуатационные характеристики рабочих поверхностей деталей получают финишными операциями. Наиболее приемлемыми для этого являются упрочняющие операции, поскольку известно, что износостойкость поверхностей, обработанных ими, повышается в несколько раз. Хорошо известный способ поверхностного пластического деформирования, несмотря на его преимущество по сравнению с другими способами финишной обработки, не получил должного применения в машиностроении и ремонтном производстве из-за отсутствия технологических процессов и специальной оснастки.

Одной из причин, сдерживающих внедрение упрочняющих технологий при изготовлении и ремонте, является также отсутствие обоснованной номенклатуры деталей, для которых целесообразно их применение. Из анализа литературных источников и опыта применения упрочняющих технологий в промышленном производстве следует, что при выборе такой номенклатуры необходимо учитывать прежде всего, что не все детали в машинах одинаково нагружены, а их долговечность и материал различны. Для повышения ресурса и срока службы машин желательно упрочнять все рабочие поверхности, но это возможно только после того, как будет доказана экономическая целесообразность упрочнения на деталях определенной номенклатуры. Выделение номенклатуры особенно важно в начальной стадии работы. Это позволит не просто упрочнить поверхности отдельных деталей, но практически повысить срок службы и ресурс машины в целом. На основании полученных результатов, т.е. увеличения срока службы и ресурса недолговечных после изготовления и восстановления сопряжений, по сформулированной номенклатуре можно расширять применение этого способа. Выделение на начальном этапе работы номенклатуры деталей для поверхностного упрочнения важно и потому, что попытки упрочнения сразу всех деталей и сопряжений в определенной степени могут оказаться тормозом при внедрении упрочняющей технологии в производство. В настоящее время еще не отработаны режимы, нет рекомендаций для практического применения и не накоплено достаточного опыта в производстве по применению поверхностного упрочнения. Поэтому для доказательства эффективности поверхностного упрочнения очень важны накопление определенного опыта, его обобщение и дальнейшее распространение, необходимо сформировать номенклатуру деталей, к которым целесообразно применять упрочнение рабочих поверхностей.

Составлению номенклатуры деталей для поверхностного упрочнения по конкретной машине должно предшествовать изучение опыта использования вида или способа поверхностного упрочнения в промышленности и рекомендаций, приведенных в литературных источниках; номенклатуры деталей, лимитирующих ресурс узлов и агрегатов конкретной машины; материала деталей; способа восстановления поверхностей и наличия остаточных напряжений; целесообразности получаемой упрочнением твердости и толщины упрочняемого слоя; посадки детали в сопряжении; характера работы сопряжения; допустимой по техническим условиям шероховатости поверхности; геометрии детали; допустимых натягов и зазоров в сопряжении; возможностей технологического оборудования и т.д. Например, при выборе деталей для обработки поверхностным пластическим деформированием очень важно иметь представление об их материале. Такая информация необходима в связи с тем, что не все, и тем более не в равной степени материалы деталей подвергаются пластическому деформированию, поэтому можно не получить эффект, ради которого его применили.

Хорошо известно, что обработку деталей поверхностным упрочнением используют для уменьшения высоты шероховатости, непосредственно упрочнения, стабилизации и создания полей остаточных напряжений. При обработке достигается шероховатость поверхности до *Ra* 0,10...0,04. Поверхностная твердость повышается на 30...60 %, а усталостная прочность увеличивается в 1,6...1,8 раза. Детали, восстановленные по этому методу, имеют лучшую структуру, обладают определенными механическими свойствами и эксплуатационными характеристиками. Ускоряется процесс приработки сопрягаемых деталей и снижается износ поверхностей, работающих в паре. То есть улучшаются именно те показатели и характеристики рабочих поверхностей, которые зачастую по разным причинам не достигаются при изготовлении и ремонте деталей. Поверхностное пластическое деформирование позволит улучшить эти характеристики в изготовленных и отремонтированных деталях, оно является мощным резервом для повышения ресурса изготовленных и восстановленных деталей.

Немаловажным фактором является также учет способа восстановления упрочняемой поверхности детали, включаемой в номенклатуру. Известно, что при восстановлении одноименных деталей различными способами можно получить поверхности разного качества, т.е. с различной твердостью. Естественно, не все поверхности, имеющие относительно высокую твердость, целесообразно упрочнять.

Принимая во внимание и другие факторы, такие как посадка деталей в сопряжении и характер работы, допустимая по технологическим условиям шероховатости поверхности и возможность ее упрочнения, геометрия деталей, форма и т.д., очень важно выбрать способ упрочнения, который целесообразно приме-

нять при финишной обработке рабочей поверхности изготовленной или восстановленной детали.

Основываясь на результатах теоретического и практического анализов развития методов упрочняющей обработки, можно отметить, что поверхностное упрочнение применяется как для выглаживания и упрочнения, так и для достижения значений большинства параметров, определяющих качество обрабатывающих поверхностей. К таким параметрам относятся прежде всего износостойкость, контактная и усталостная прочность, коррозионная стойкость, гидропрочность, маслоудерживающая способность, сопротивление схватыванию и т.д.

При планировании и проведении работ по повышению ресурса машин в первую очередь необходимо составить номенклатуру деталей, для которых целесообразно включение финишных операций в их технологические процессы изготовления и восстановления.

Основываясь на результатах исследования ряда ученых, а также анализа различных методов финишной обработки в нашей стране и за рубежом, можно отметить, что финишные операции, и прежде всего упрочняющие, должны быть включены в технологические процессы изготовления и восстановления большинства деталей:

с поверхностями, образующими прессовые посадки;

имеющих поверхности для контакта с сальником;

работающих при трении скольжения и качения;

имеющих поверхности с классом шероховатости 2,5 и выше;

требующих снятия остаточных напряжений после механической обработки или восстановления.

Для повышения срока службы как ресурсных, так и нересурсных деталей необходимо выполнить следующую работу:

1. Установить типовые (характерные) соединения, составляющие машину.

2. Установить частоту замены и восстановления каждого вида соединения.

3. Выделить основные группы соединений с учетом условий их работы и частоты отказов.

4. Определить основные материалы, применяемые для сельскохозяйственного машиностроения.

5. Обосновать номенклатуру деталей:

а) лимитирующих ресурс машины;

б) пригодных для обработки упрочняющими технологиями;

в) для получения определенного микрорельефа и спиральных канавок;

г) при калибровке отверстий.

6. Обосновать способ упрочнения деталей в зависимости от условий работы и их материалов.

7. Исследовать расположение зоны максимума микротвердости и обосновать глубину упрочнения деталей с учетом их материала, характера работы, режима, температуры и т.д.

8. Исследовать влияние нагрузки на глубину упрочнения и установить зависимость между параметрами режима и качественными показателями для основных материалов, используемых в сельскохозяйственном машиностроении.

9. Установить количественную оценку влияния основных факторов непосредственного упрочнения и остаточных напряжений на изменение усталостной прочности.

10. Исследовать износостойкость упрочненных деталей, а также эффективность упрочнения в зависимости от перегрузок и различных условий трения и работы.

11. Исследовать упрочнение деталей с предварительным подогревом, а также влияние нагрева на износостойкость и установить критические температуры разупрочнения поверхностного слоя.

12. Разработать общую теорию поверхностного упрочнения.

13. Разработать средства и методы контроля выбранных режимов и упрочненных поверхностей.

14. Разработать принципиальные схемы технологической оснастки для поверхностного упрочнения и контроля.

15. Составить нормативные материалы по выбору режимов упрочняющей технологии для металлов, используемых в сельскохозяйственном машиностроении.

Выводы

Задача повышения срока службы машин очень сложная, и решить ее можно, только используя комплексный подход. Заводы-изготовители и ремонтные предприятия не должны ограничивать свои технологии только приданием деталям необходимых формы и размеров. Технология изготовления и ремонта каждой детали должна обеспечивать ее максимальный ресурс. Технологические процессы изготовления и ремонта большинства сельскохозяйственных машин должны иметь операции финишной обработки начиная от простого механического и термомеханического упрочнения и кончая ультразвуковой и лазерной обработкой. Включение упрочняющих операций в технологические процессы изготовления и ремонта деталей позволят увеличить срок службы машин более чем на 80 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Голубев И.Г.** Анализ технического уровня оборудования для финишной обработки деталей АПК // Станки и инструменты. 1997. № 4. С. 45–46.

2. **Дегтярев М.Г.** Методы и средства повышения ресурса трансмиссии тракторов с шарнирной рамой. Орел, Орловский ГАУ, 2003. 295 с.

УДК 621.9.048

Л.В. Денисов, А.С. Пискарёв, А.Г. Бойцов
(МАТИ – Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского)
E-mail: Tpdla@mati.ru

Локальное карбооксидирование титановых сплавов

Рассматриваются вопросы повышения надежности и увеличения ресурса эксплуатации гидроцилиндров авиационной техники. Снижение износа рабочей поверхности гидроцилиндров достигается нанесением карбооксидированного покрытия с последующим выглаживанием.
Ключевые слова: *карбооксидирование, титановый сплав, гидроцилиндр, выглаживание.*

Article explains manufacturing capability of hydraulic cylinder reliability enhancement and life cycle enhancement in aircraft engines. Local carbooxidation and burnishing used to increase wear resistance of titanium alloys.
Keywords: *carbooxidation, titanium alloys, hydraulic cylinder, burnishing.*

Введение

К двигателям пятого поколения предъявляются очень высокие эксплуатационные требования. При их создании должны быть обеспечены повышение тяги, ресурса узлов двигателя при повышении удельной тяги. Ответственные детали двигателя испытывают критические нагрузки как силового, так и температурного характера, что в совокупности со сложными условиями работы становится фактором разрушающего воздействия на узлы и агрегаты.

Одной из групп таких узлов являются гидроцилиндры (рис. 1), обеспечивающие управление створками сопла, статорными поворотными лопатками и др. В большинстве случаев ресурс работы цилиндров на много ниже ресурса двигателя в силу следующих факторов. При работе на двигателе шток гидроцилиндра испытывает осевые, радиальные усилия, вибрационные нагрузки, вызывающие фреттинг-износ. Возможны деформации фторопластовых и резиновых уплотнений, что служит причиной нежелательного контакта штока с рабочей поверхностью цилиндра. Данные факторы приводят к износу и разрушению поверхности зеркала цилиндра при эксплуатации (наиболее интенсивно в крайних рабочих положениях штока – основных рабочих состояниях узла), что вызывает нарушение герметичности, а иногда приводит к заклиниванию штока.

Рис. 1. Гидроцилиндры различных типоразмеров

Состояние проблемы

Шток и тело гидроцилиндра обычно изготовляют из титановых сплавов (сплав ВТ20), обладающих низкими антифрикционными свойствами, что объясняется несколькими причинами.

Сплавы обладают тонкой естественной оксидной пленкой. При трении в процессе эксплуатации пленка легко разрушается, что приводит к схватыванию контактирующих поверхностей. Низкие антифрикционные свойства титановых сплавов объясняются также их сравнительно низким модулем упругости, низкой прочностью граничного слоя смазки, низкой теплопроводностью и др.

По базовой технологии финишными операциями обработки зеркала цилиндров являются доводка и виброгалтовка стальными шариками в среде дисульфида молибдена. Шероховатость поверхности при этом не должна превышать $Ra = 0{,}2$ мкм. Такая обработка не обеспечивает необходимого ресурса цилиндров. Попытки использовать различные методы нанесения на зеркало цилиндра износостойких покрытий не дали положительного эффекта. Гальванические и газотермические покрытия не обеспечили необходимой прочности сцепления с подложкой, а ионно-плазменные покрытия и химико-термическая обработка вследствие высоких температур процессов вызывали коробление цилиндров [1]. Кроме того, согласно техническим требованиям упрочнению подлежит только зеркало цилиндра. Многие технологии нанесения покрытий требуют последующей дополнительной механической обработки для получения необходимых геометрических параметров поверхностного слоя.

Методика решения задачи

Для повышения износостойкости применялось локальное карбооксидирование (ЛКО) с последующим выглаживанием. ЛКО обладает рядом преимуществ среди рассмотренных технологий поверхностного упрочнения. Локальность нанесения покрытия, возможность "сканирующего" перемещения инструмента по обрабатываемой поверхности максимально упрощают подготовительные операции. В основе ЛКО лежит процесс формирования тонкого слоя. Слой содержит карбиды и оксиды титана, образующиеся в результате воздействия импульсных электрических разрядов малой энергии на обрабатываемую поверхность (электроискровое легирование (ЭИЛ) углеродосодержащими электродами (УЭ)) [2, 3].

ЛКО выполнялось на установке ELFA 731 с ЧПУ по управляющей программе, обеспечивающей равномерное упрочнение зеркала цилиндра (рис. 2, 3).

Для эффективного осуществления такого процесса необходима его соответствующая организация: выбор материала УЭ, периодическое повторение электрических разрядов и поддержание условий, обеспечивающих их протекание, относительное перемещение легирующего электрода (ЛЭ) и упрочняемого изделия. Участки поверхности, воспринявшие электрический разряд, претерпевают существенные изменения. Происходят плавление и испарение материалов в зонах их сопряжения с каналами электрических разрядов. Под действием давлений образующихся паров и электродинамических сил эти материалы в виде перегретых жидкостей и паров выбрасываются в межэлектродный промежуток, перемешиваются, химически соединяются друг с другом и составляющими межэлектродной среды и, взаимодействуя с поверхностью детали, образуют карбооксидный слой.

В качестве материалов УЭ использовался пористый графит, пирографит и углеродное волокно. Применение ЛЭ из углеродных волокон повышает стабильность процесса ЛКО и позволяет исключить паразитные разряды через сколовшиеся частички графитового электрода.

Формирование слоя происходит в условиях высокоскоростного плавления и охлаждения, деформирования

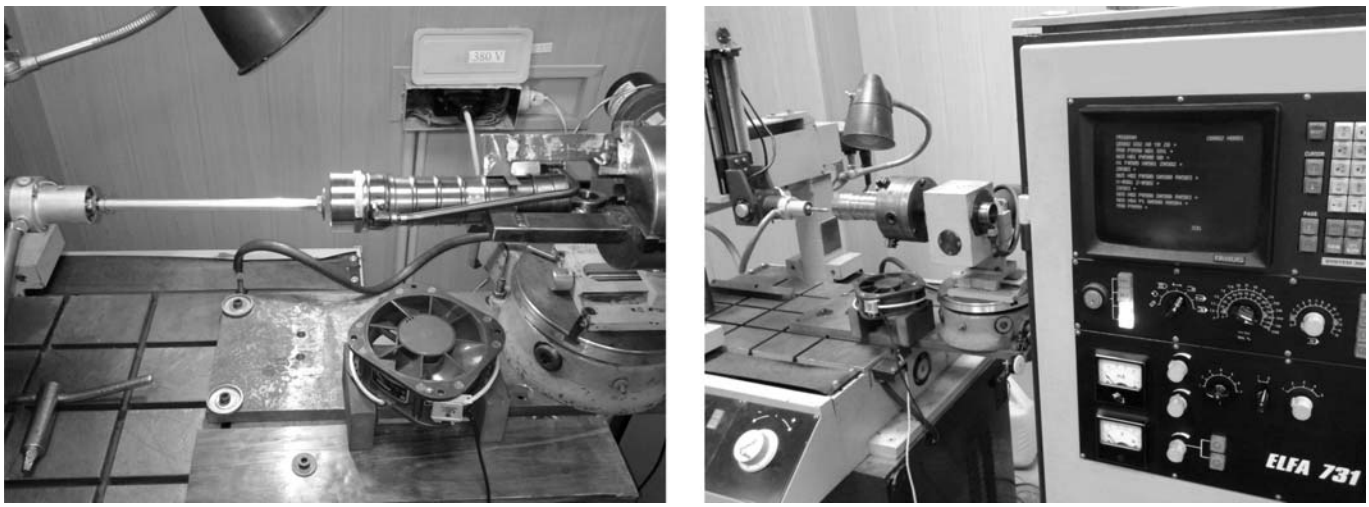

Рис. 2. Установка ELFA 731 для нанесения покрытий во время ЛКО цилиндра

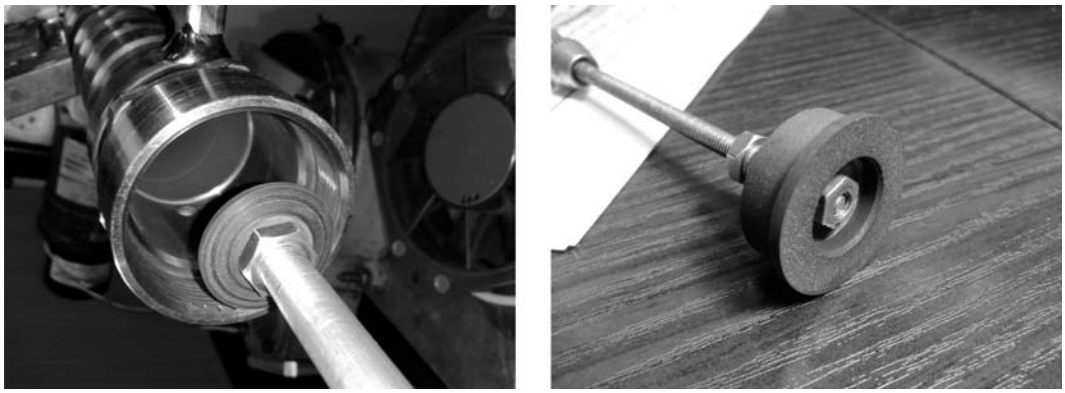

Рис. 3. Инструмент для легирования цилиндров различных типоразмеров

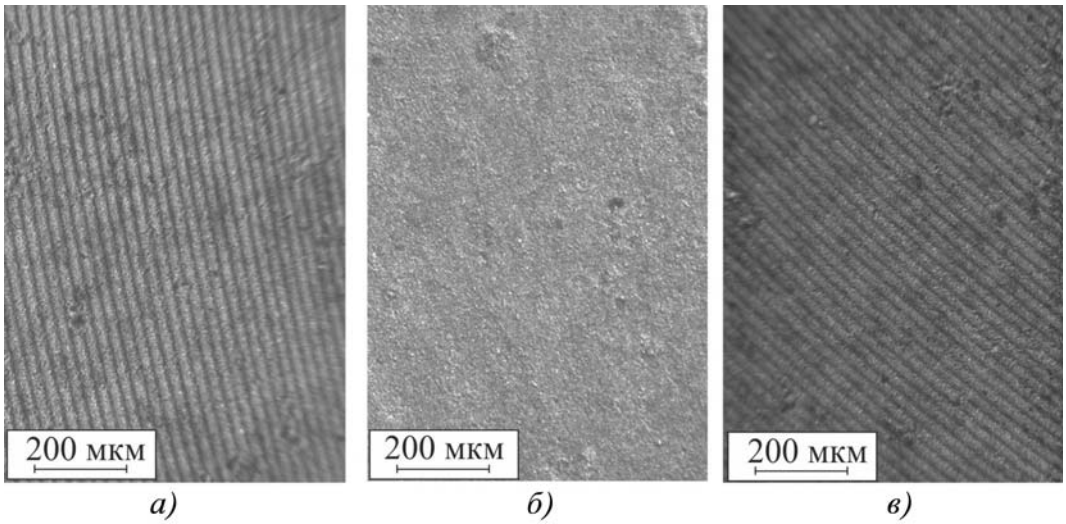

Рис. 4. Углеродсодержащие покрытия, нанесенные на поверхности образцов из сплава ВТ20:
а, *в* – после чистового точения с малой и высокой энергией импульсов соответственно; *б* – после шлифования

его термическими напряжениями и газодинамическими давлениями от электрического разряда. В результате образуется мелкодисперсная структура сложного состава толщиной 3...10 мкм. Во время ЛКО происходят упрочнение и насыщение поверхности титановых сплавов элементами из окружающей среды, а также легирование углеродом с образованием карбида титана.

Рис. 5. Индентор во время выглаживания легированной поверхности цилиндра

При ЛКО на титановых сплавах были получены мелкодисперсные износостойкие слои с высокими твердостью и антифрикционными свойствами в широких диапазонах режимов и условий обработки (ток короткого замыкания 1...16 А; длительность импульса 1...20 мкс; частота импульсов 2...66 кГц). При использовании импульсов со сравнительно высокой энергией структура образованного слоя имеет пористое строение. При малых энергиях импульсов формируется мелкодисперсное сплошное покрытие, даже на поверхностях со сравнительно высокой шероховатостью (рис. 4).

Для обеспечения требуемой шероховатости, повышения усталостной прочности и дополнительного упрочнения, внутренние полости цилиндра после ЛКО подвергались алмазному выглаживанию (рис. 5). Выглаживание выполнялось на токарном станке с ис-

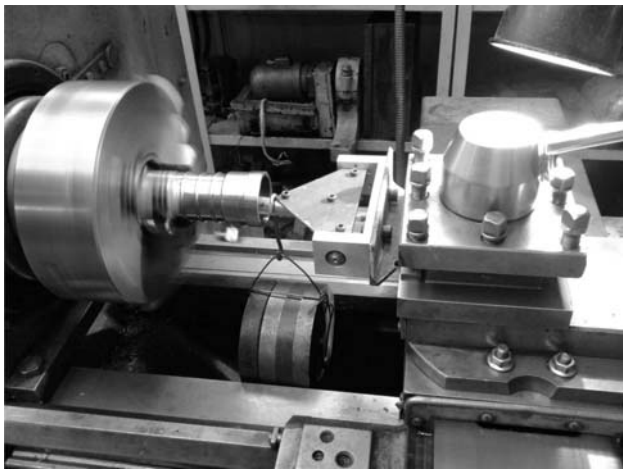

Рис. 6. Приспособление с самоустанавливающейся державкой индентора для выглаживания цилиндра на токарном станке

пользованием специально спроектированного устройства, обеспечивающего требуемую силу выглаживания даже при наличии больших биений при вращении заготовки (рис. 6) и позволяющего избежать "проваливания" наконечника в зонах отверстий. Было установлено, что выглаживание наконечником с радиусом рабочей части 2 мм позволяет снизить шероховатость поверхности *Ra* с 0,32...0,63 до 0,10...0,25 мкм (рис. 7, 8).

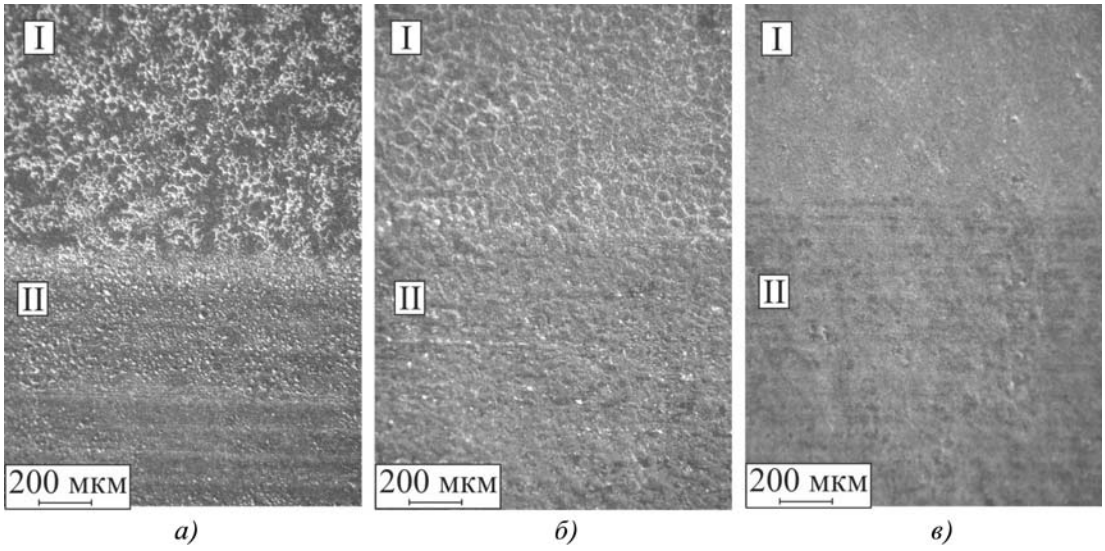

Рис. 7. Углеродсодержащее покрытие на образце из ВТ20 (I) и область, выглаженная алмазным индентором (II):
а, *б*, *в* – с высокой, средней и малой энергией импульсов соответственно

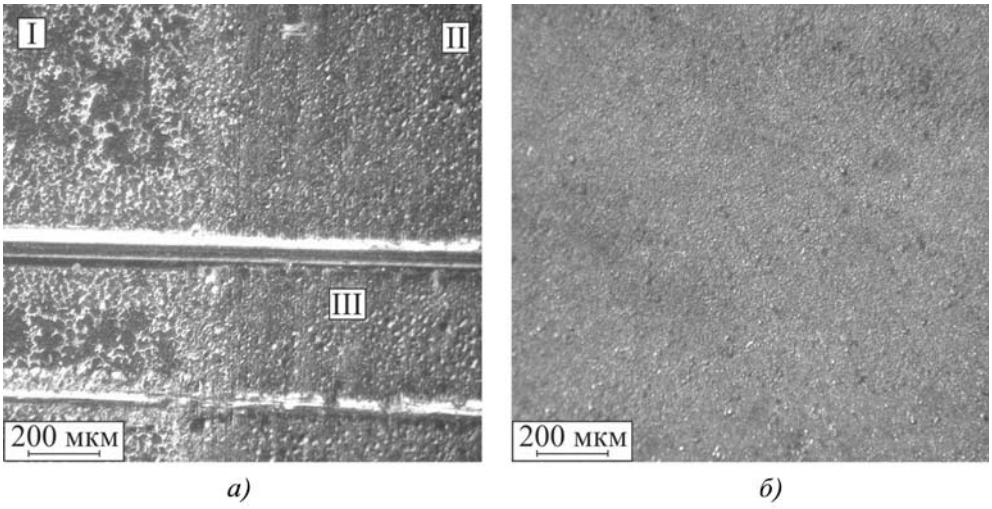

Рис. 8. Углеродсодержащие покрытия на образцах из ВТ20:
а – полученное стержневым ЛЭ из графита с участками легированной поверхности (I), выглаженной (II) и выглаженной с имеющимся разрывом покрытия (III); *б* – покрытие ЛЭ из углеродного волокна

а) б)

Рис. 9. Измерение количественных (*а*) и качественных (*б*) показателей параметра шероховатости поверхности зеркала цилиндра на оборудовании SJ-210

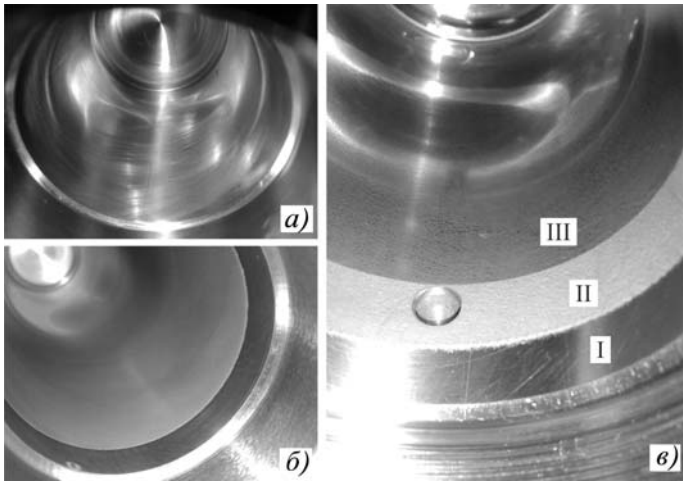

Рис. 10. Поверхность цилиндра:
а – исходная; *б* – после ЛКО; *в* – поверхность цилиндра (I) после ЛКО (II) и выглаживания (III)

Для контроля шероховатости поверхности на всех этапах эксперимента проводились измерения на оборудовании Mitutoyo Surftest SJ-210, позволяющем оценить качество получаемого покрытия после ЛКО и итоговой поверхности после выглаживания (рис. 9).

а) б)

Рис. 11. Промышленный эндоскоп OLYMPUS ILK-4 (*а*) и визуальный контроль поверхности цилиндра, выглаженной после ЛКО (*б*)

Результаты

На основе рассмотренной выше методики и серии экспериментов на эквивалентных изделиях-образцах (с приближенными к реальным изделиям технологией и маршрутом их получения) разработан технологический процесс финишной операции нанесения износостойкого покрытия с последующим выглаживанием на гидроцилиндры различной номенклатуры (рис. 10).

В ряде случаев требовалось провести ЛКО на поверхностях, имеющих конструктивные отверстия (рис. 10, *в*). Преимущество технологии ЛКО – "сканирование" инструментом обрабатываемой поверхности (I) – позволило сформировать покрытие по контуру препятствия (II) без усложнения управляющей программы ЧПУ (для огибания отверстия) или создания сложной оснастки (для экранирования внутренних поверхностей отверстия).

Особенности геометрии и размеров обрабатываемых поверхностей некоторых цилиндров (длина рабочей части свыше 150 мм) не позволяли контролировать процесс легирования и выглаживания визуально, без применения специальных технических средств. В этих целях применялся промышленный эндоскоп OLYMPUS ILK-4 (рис. 11), позволивший упростить этапы наладки и контроля оборудования в процессе обработки длинномерных цилиндров, а также визуального контроля качества получаемых поверхностей.

Выводы

Разработанная технология не потребовала внесения изменений в действующий технологический процесс производства детали, заменены только финишные операции. Предложенные технологические решения обеспечили выполнение технических требований по точности и микрогеометрии рабочей поверхности. Испытания, проведенные на технологическом изделии, показали, что износ зеркала за время наработки минимален, а его величина на порядок ниже, чем у цилиндров, обработанных по базовой технологии.

Таким образом, ЛКО позволяет на порядок повысить ресурс узла без внесения каких-либо конструктивных изменений в геометрию детали. Последующее выглаживание окончательно формирует рабочую поверхность гидроцилиндра с требуемыми характеристиками качества и микрогеометрией.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Процессы** механической и физико-химической обработки в производстве авиационных двигателей: учеб. пособие / А.Г. Бойцов, А.П. Ковалев, А.С. Новиков и др. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 584 с.

2. **Упрочнение** поверхностей деталей комбинированными способами / А.Г. Бойцов, В.Н. Машков, В.А. Смоленцев, Л.А. Хворостухин. М.: Машиностроение, 1991. 144 с.

3. **Грачев М.В., Денисов Л.В., Бойцов А.Г.** Фазовый и элементный состав поверхностного слоя после электроискрового легирования // Труды ГОСНИТИ. Всерос. науч.-исслед. технол. ин-т ремонта и эксплуатации маш.-тракт. парка. М., 2010. Т. 106. С. 47–49.

УДК 621.891

Е.А. Жукова *(Учебно-инженерный центр нанотехнологий, нано- и микросистемной техники МГТУ им. Н.Э. Баумана),*
Р.И. Романов, В.Ю. Фоминский *(Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ")*
E-mail: vyfominskij@mephi.ru

Химические связи и трибологические свойства тонких WSe_x-пленок, нанесенных на твердые C- и B-содержащие слои

Исследуется проблема совместимости в условиях трибовоздействия твердосмазочного материала WSe_x и различных по составу и структуре твердых слоев. Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии установлены химические связи, образующиеся на границе твердосмазочной пленки WSe_x с твердыми подслоями на основе алмазоподобного углерода, карбида кремния и диборида титана. При трении скольжения стальным контртелом длительное удержание твердосмазочного слоя и эффективный антифрикционный эффект обнаружены только на подслое из алмазоподобного углерода. На карбиде кремния исходная антифрикционная пленка сохранялась не столь длительное время, как на алмазоподобном углероде, но WSe_x-пленка способствовала формированию трибослоя, который обеспечил относительно низкий коэффициент трения (~0,2) после длительной приработки. Твердосмазочное действие WSe_x-пленки на дибориде титана не обнаружено, что могло быть обусловлено особенностями организации химических связей на границе WSe_x–TiB_2.

Ключевые слова: *твердосмазочные материалы, твердый подслой, импульсное лазерное осаждение, наноструктура, химические связи, изнашивание, коэффициент трения.*

The problem of compatibility of thin solid lubricant WSe_x layer and different in composition and structure hard layers is investigated in triboimpact. The chemical bonds formed at the interface of the WSe_x films with hard underlayers based on diamond-like carbon, silicon carbide and titanium diboride were studied by X-ray photoelectron spectroscopy. The results of chemical analysis showed a marked tendency to the formation of chemical bonds between atoms of WSe_x films and the atoms of the underlayer. However, during the sliding tests with steel counterbody prolonged retention of the antifriction layer (tribolayer) was found only on the diamond-like carbon underlayer. On SiC underlayer the as-deposited antifriction WSe_x film remained not so long as on the diamond-like carbon underlayer, but the WSe_x film promoted the formation of tribolayers, which provided a relatively low coefficient of friction (~0,2) after a prolonged running-in. Solid lubricating effect of the WSe_x film on titanium diboride underlayer was not found. It could be due to the peculiarities of the organization of chemical bonds at the WSe_x–TiB_2 interface.

Keywords: *solid lubricating materials, hard underlayers, pulsed laser deposition, nanostructure, chemical bonding, wear, friction coefficient.*

Введение

Дихалькогениды переходных металлов (ДПМ: $Mo/W/S_2/Se_2$) являются наиболее перспективными материалами для применения в качестве твердосмазочных покрытий в парах трения, функционирующих в осложненных условиях (вакуум, инертный газ, сухой воздух и пр.) [1]. Основной сдерживающий их широкое применение недостаток заключается в низкой износостойкости, особенно при высоких нагрузках. Для повышения качества покрытий используются различные методы, направленные на получение оптимального химического состава, улучшенной текстуры, подбор совместимого твердого подслоя, а также комбинирование с различными твердыми материалами в целях формирования нанокомпозитных покрытий с само-

адаптирующимися свойствами [1–3]. Управление структурно-фазовыми характеристиками, внутренними механическими напряжениями, химическим состоянием границы раздела покрытия с подложкой достигается оптимизацией технологических процессов, особую роль среди которых играют ионное облучение и энергетика осаждаемого потока атомов при формировании ДПМ-слоев [4–6].

В одной из наиболее ранних работ по исследованию влияния химического состава твердого подслоя на трибологические свойства тонкопленочного MoS_2-покрытия [2] было установлено, что применение подслоя из чистого бора или нитрида бора позволяло многократно понизить коэффициент трения скольжения на воздухе по MoS_2-слою. Диборид титана также снижал коэффициент трения, а соединение B_4C, наоборот, повышало коэффициент трения скольжения по MoS_2-покрытию. Причина этого явления осталась не выясненной. Разными исследователями используются подслои на основе алмазоподобного углерода, силицидов хрома (Cr_3Si_2, Cr_3Si), чистого хрома, нитрида титана и др. Выбор материала подслоя проводится, как правило, эмпирическим путем.

В настоящее время наиболее активно развиваются исследования по созданию нанокомпозитных и нанослойных покрытий, содержащих ДПМ-фазу в сочетании с различными, как правило, твердыми и сверхтвердыми материалами [7, 8]. Наилучшие характеристики по совокупности таких свойств, как твердость, коэффициент трения и износостойкость, обнаружены у нанослойных и композитных покрытий, состоящих из ДПМ-фазы и твердого углерода [9, 10]. Качественные антифрикционные свойства композитных покрытий в системе ДПМ–С объясняются формированием тонкого структурно организованного слоя из ДПМ-материала на поверхности покрытия при фрикционном взаимодействии с контртелом. Углеродная матрица обеспечивает при этом необходимую твердость подслоя. В работе [8] обнаружено положительное влияние ДПМ-фазы на трибологические свойства покрытия на основе диборида титана. Повышение концентрации MoS_2-фазы до 40 % в композитном покрытии обеспечивало снижение коэффициента трения с ~0,85 до ~0,1. Однако дальнейшее повышение концентрации ДПМ-фазы оказывало лишь негативное влияние на антифрикционные свойства композитного TiB_2–MoS_2-покрытия. Особенности протекающих при трении явлений в этой работе не исследовались.

Для углубления представлений о факторах, определяющих трибологические свойства ДПМ-слоев на твердом подслое (а также в многослойном покрытии), представляется важным исследовать химическое состояние атомов на границе ДПМ-слоя и подслоя, обладающего определенными структурно-фазовыми и химическими характеристиками. Важная роль может отводиться химическим связям между атомами на межфазных границах, которые оказывают существенное влияние на адгезионное взаимодействие между компонентами двух- или многослойного покрытия. Для исследования химических связей может использоваться методика рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) в сочетании с прецизионным ионным распылением поверхности образца. После распыления поверхности открывается возможность исследования химического состояния границы раздела, образующейся при осаждении ДПМ-пленки на требуемый подслой.

В качестве объекта исследования выбран диселенид вольфрама – перспективный твердосмазочный материал, тонкая пленка которого осаждалась на различные по химическому составу и структуре слои. В качестве подслоя выбраны материалы на основе углерода и бора, которые, как следует из проведенного обзора публикаций, достаточно широко используются в исследованиях при формировании твердого подслоя для ДПМ-покрытий. Все слои формировались методом импульсного лазерного осаждения, характеризующимся высокой энергетикой осаждаемых атомов и ионов по сравнению с ионно-плазменным осаждением [11]. Температура осаждения составляла 150 °С, что способствовало химическому взаимодействию осаждаемых атомов, а также позволяло понизить уровень внутренних механических напряжений в получаемых слоях. Углерод осаждался в виде алмазоподобного слоя и при этом легировался титаном (до 10 % ат.), а также как химическое соединение с кремнием. Бор осаждался одновременно с титаном для формирования слоя с составом, близким к TiB_2. Для выявления различий в структурах углеродсодержащих слоев проводились структурные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) высокого разрешения. Трибологические свойства исследовались на воздухе лабораторной влажности с помощью методики скольжения стального шарика по подложке с покрытием.

Следует отметить, что эксперименты по тестированию тонкой WSe_x-пленки на определенном твердом материале воспроизводят в определенной степени ситуацию скольжения контртела по ДПМ-трибослою, который мог бы сформироваться на композитном покрытии, содержащем ДПМ и заданную твердую фазы. Результаты таких тестов позволяют оценить перспективность разработки композитного покрытия такого типа и спрогнозировать возможность образования антифрикционного ДПМ-трибослоя на поверхности композита при трибовоздействии.

Цель работы

Целью работы является исследование химических связей атомов, образующихся при импульсном лазерном осаждении тонкой WSe_x-пленки на ряд перспективных углерод- и борсодержащих материалов, изучение особенностей трибологического поведения этих пленок на выбранных подслоях и выявление факторов, способных оказывать важное влияние на формирование и поведение трибослоя при трении скольжения по композитным ДПМ-содержащим покрытиям.

Методики формирования и исследования покрытий

Тонкопленочные покрытия WSe_x создавались методом импульсного лазерного осаждения на экспериментальной установке, подробно описанной в [11]. В качестве мишеней использовались пластинки WSe_x, SiC, графита, титана и бора. Эти мишени укладывались в держатель для получения мозаичной мишени, которая облучалась под углом 45° световыми импульсами лазера на алюмоиттриевом гранате. Длина волны излучения составляла 1064 нм, длительность импульса – 20 нс, энергия излучения в импульсе ~60 мДж, частота следования импульсов – 25 Гц. Лазерный флюенс на мишени после фокусировки излучения составлял ~8 Дж/см^2. Луч перемещался по поверхности мозаичной мишени автоматизированной системой сканирования по заданной программе, что обеспечивало возможность получения слоев заданных толщины и химического состава. Подложка из полированного кремния устанавливалась на расстоянии 5,5 см от мишени. Предварительно подложки промывались в спирте.

Непосредственно на поверхность кремниевой подложки наносились слои из адмазоподобного углерода, легированного титаном (a-C(Ti)), карбида кремния (SiC) и диборида титана (TiB_2). В первом случае импульсное лазерное осаждение проводилось из графитовой и титановой мишени, во втором – из SiC-мишени, в последнем случае использовались мишени из титана и бора. После получения этих покрытий наносились тонкие слои (пленки) диселенида вольфрама из мишени WSe_2. Толщина этих слоев не превышала 30 нм. Осаждение всех слоев проводилось в вакууме при давлении остаточных газов не выше 10^{-3} Па. Температура подложки составляла 150 °С.

РФЭС-исследования двухслойных образцов проводились на спектрометре XSAM-800 Kratos. Использовалось излучение MgK_α, а энергия фотонов составляла 1253,6 эВ. Распыление поверхности проводилось ионами аргона с энергией 3 кэВ.

Двухслойные образцы подвергались испытаниям на машине трения TRIBOMETER (CSM Instruments, Швейцария) по схеме поступательно-обратного скольжения шарика по подложке с покрытием. Длина трека скольжения составляла 8 мм. Триботесты проводились без смазки на воздухе с относительной влажностью ~40 %. Шарик диаметром 3 мм изготовлялся из стали 100Cr6. Нагрузка на шарик составляла 1 Н. Скорость скольжения выбиралась равной 10 см/с. После трибоиспытаний поверхности подложки и стального шарика исследовались методом оптической микроскопии. Измерения повторялись по 5 раз для каждого покрытия, что позволило установить достаточно хорошую воспроизводимость результатов испытаний.

Выбранные условия импульсного лазерного осаждения применялись для нанесения тонких пленок a-C(Ti) и SiC на свежие сколы кристаллов NaCl при температуре 150 °С. Эти пленки высаживались на металлические сетки и исследовались методом ПЭМ и микродифракции (МД) на микроскопе JEM-200EX (JEOL, Япония; ускоряющее напряжение 200 кВ).

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1–3 представлены результаты РФЭС-анализа двухслойных покрытий. Как наблюдалось и в более ранних исследованиях [5], соотношение атомных концентраций селена и вольфрама на поверхности пленок было меньше стехиометрического (x~1,3), что обусловлено селективным распылением селена осаждаемой лазерной плазмой. Распыление пленки WSe_x пучком аргона в камере РФЭС спектрометра дополнительно вызвало некоторое снижение концентрации селена. Это сопровождалось смещением линии $W4f_{7/2}$ в сторону меньших энергий связи. Значение энергии связи этой линии в синтезированной мишени WSe_2 равнялось 31,6 эВ. Слабо выраженная уширенная линия при энергиях более 35 эВ была обусловлена окислением вольфрама на поверхности пленки. РФЭС-спектр селена соответствовал химическим связям этого элемента с вольфрамом. В процессе распыления спектр изменялся слабо.

При исследовании граничной области в покрытии WSe_x/a-C(Ti), которая проявилась через 6 мин травления, линия $W4f_{7/2}$ сместилась в сторону больших энергий связи (см. рис. 1). Это указывало на то, что не связанный с селеном вольфрам мог образовывать химические связи с углеродом. При этом возникающая линия C1s имела несколько составляющих, которые соответствовали связям в объеме a-C(Ti)-пленки и на границе с WSe_x-пленкой. В объеме пленки обнаружены C–C (sp^2-тип гибридизации, энергия связи 284,5 эВ), C–C (sp^3-тип гибридизации, энергия связи

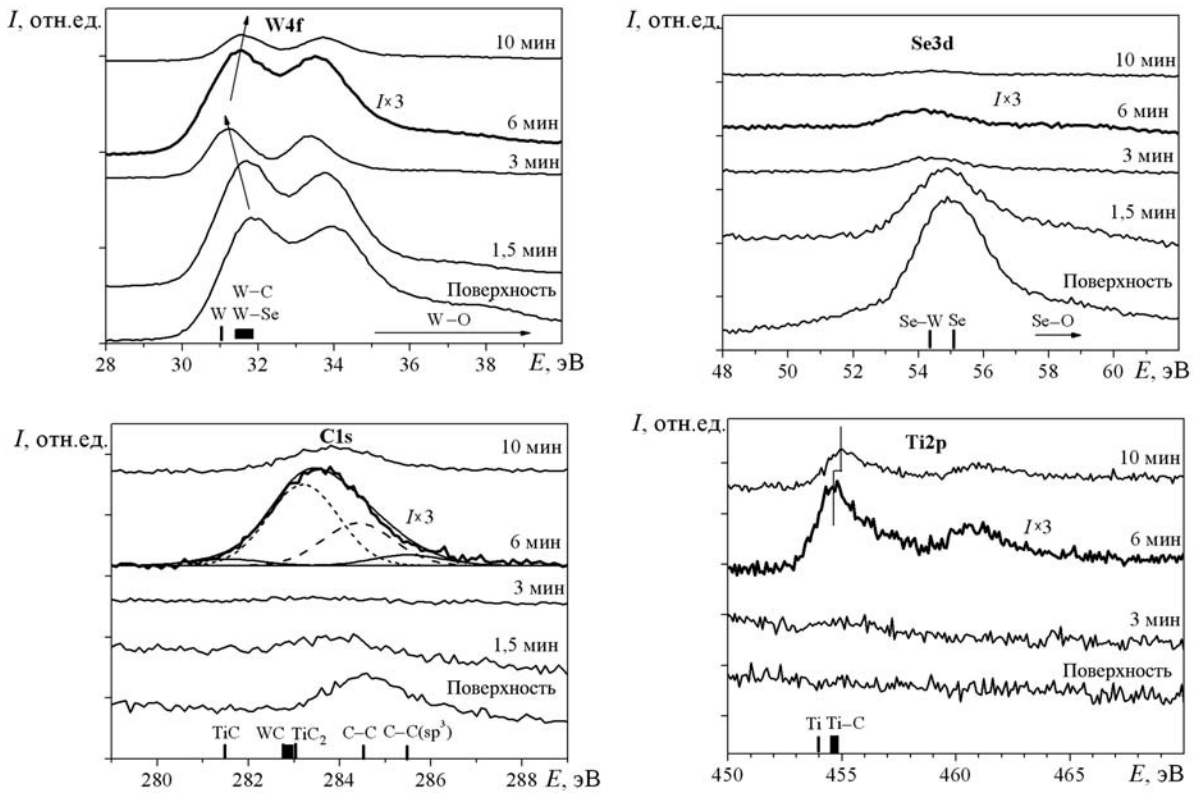

Рис. 1. Участки РФЭС-спектров, измеренные для W, Se, C и Ti через указанные временны́е интервалы распыления для двухслойной системы WSe_x/a-C(Ti). Интенсивность сигналов, возникающих от межфазной границы, увеличена в 3 раза. Показана динамика изменения химического сдвига для линии $W4f_{7/2}$ в процессе распыления

285,5 эВ) и C–Ti-связи. На границе пленок в углеродном спектре была заметно выражена составляющая C1s линии при 282,7 эВ, которую можно объяснить образованием C–W-связей. При этом линия титана $Ti2p_{3/2}$ занимала промежуточное положение между металлическим титаном и карбидом титана. Это указывало на несовершенство химических связей атомов титана с углеродной матрицей в тонком приповерхностном слое. После дополнительного травления линия $Ti2p_{3/2}$ сместилась к табличному для TiC значению.

На границе слоев WSe_x и SiC также обнаружено формирование связей W–C (см. рис. 2). При этом атомы вольфрама оказывали влияние на формирование химических связей между атомами кремния. Разложение линии Si2p показало, что на границе слоев явно присутствовала линия с энергией связи ~99,5 эВ, которая соответствовала Si–Si(W)-связям, формирующимся в присутствии вольфрама [12]. В этом спектре также присутствовали линии, соответствующие Si–C-связям и различным связям с кислородом (Si–C–O, Si–O). Эти состояния возникали в результате частичного окисления поверхности слоя SiC в процессе импульсного лазерного осаждения. Присутствие кислорода подтверждалось появлением сигнала в области энергий связи O1s (РФЭС-спектры кислорода не показаны). Разложение сигнала C1s показало, что на границе слоев углерод находился в четырех состояниях, соответствующих C–W-, C–Si- и C–C-связям. При этом преобладали C–C-связи, соответствующие графитной структуре (энергия связи 284,5 эВ), концентрация алмазных связей (энергия связи 285,5 эВ) оказалась относительно низкой.

РФЭС-спектры, измеренные для двухслойной системы WSe_x/TiB_2, представлены на рис. 3. Основное отличие этой системы от двух предыдущих заключалось в том, что линия $W4f_{7/2}$ в процессе травления не смещалась на границе слоев в область больших энергий связи. Это могло быть обусловлено тем, что энергии связей W–Se и W–B слабо различимы, однако нельзя исключить и слабую реакцию вольфрама с диборидом титана на границе слоев. Линия бора B1s на границе слоев (6 мин распыления) занимала промежуточное положение между чистым бором и боридами металлов (Ti или W), что указывало на несовершенство химических связей в тонком поверхностном слое диборида титана в случае импульсного лазерного

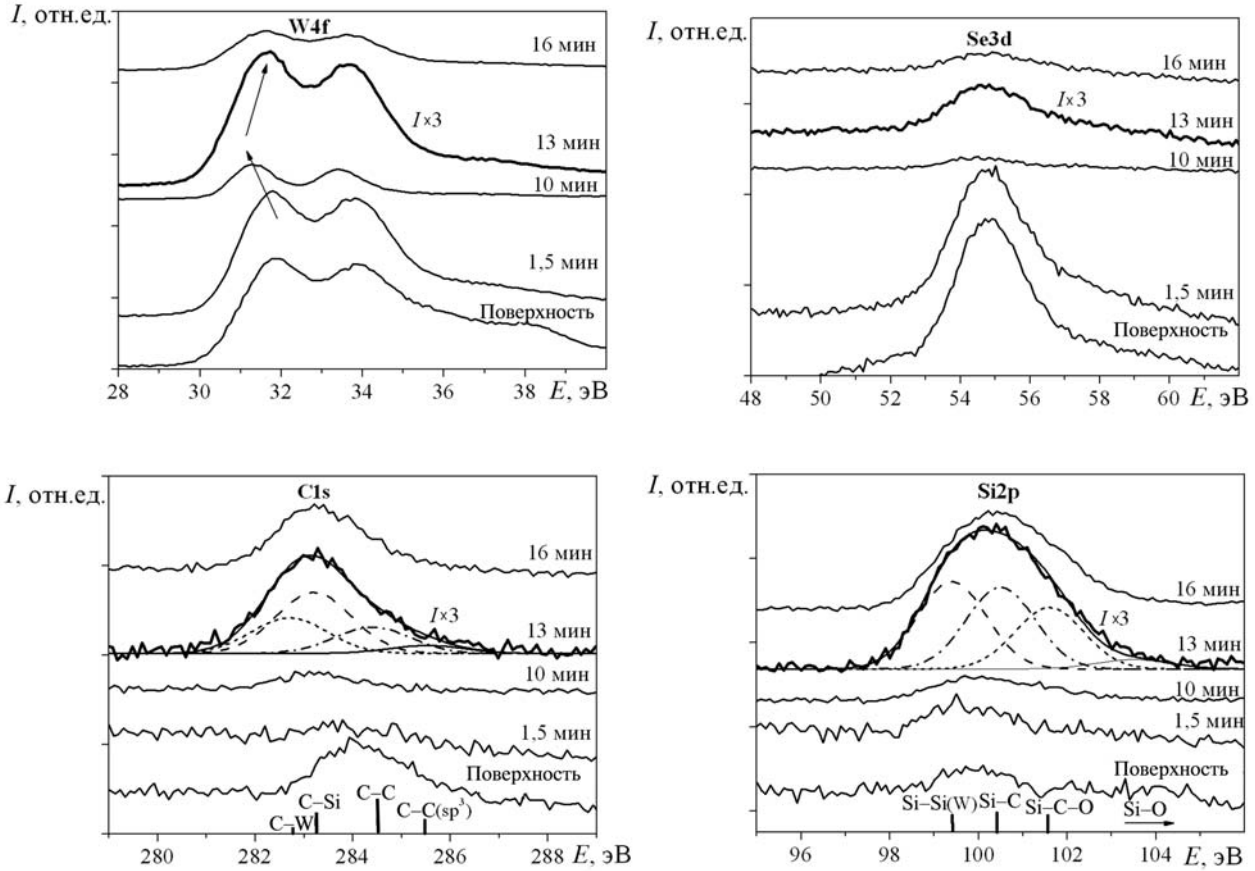

Рис. 2. Участки РФЭС-спектров, измеренные для W, Se, C и Si через указанные временны́е интервалы распыления для двухслойной системы WSe_x/SiC. Интенсивность сигналов, возникающих от межфазной границы, увеличена в 3 раза. Представлено разложение линий C1s и Si2p на составляющие от различных химических состояний этих элементов на границе слоев

осаждения при 150 °С. В более глубоких слоях (после 12 мин распыления) линия B1s смещалась к значениям, характерным для диборидов металлов. При этом химическое состояние титана также указывало на формирование TiB_2-соединения. Следует отметить, что по результатам количественного анализа в поверхностном слое TiB_2-покрытия концентрация атомов B несколько превышала стехиометрическое значение, что могло оказать определенное влияние на направленность химических процессов на границе с диселенидом вольфрама.

Структурные исследования показали, что a-C(Ti)-слои обладали электронно-аморфной структурой (рис. 4, *а*). На МД-картине видна серия диффузно уширенных гало, которые по результатам измерения характерных межатомных расстояний могли возникать как от областей чистого углерода, так и от сильно разупорядоченных кластеров TiC. ПЭМ-изображения высокого разрешения позволили обнаружить нанокластеры с ламинарной упаковкой атомов с линейным размером до 2 нм (см. вставку на рис. 4, *а*). Расстояние между плоскостями составляло ~0,3 нм и указывало на слоистый (графитовый) характер упаковки атомов. ПЭМ-изображения нанокластеров TiC не удалось обнаружить.

На рис. 4, *б* представлены результаты ПЭМ- и МД-исследования структуры пленок SiC. Эти пленки имели многофазную структуру, в которой наряду с аморфной фазой заметно проявлялись нанокристаллические образования на основе Si и SiC. На вставке к рис. 4, *б* показано ПЭМ-изображение высокого разрешения нанокристалла кремния в квазиаморфной матрице карбида кремния. Размеры нанокристаллов кремния составляли ~10 нм, размеры SiC-кристаллов не превышали нескольких нанометров.

Структура WSe_x-пленок, формируемых импульсным лазерным осаждением, описана в работе [5]. Эта структура состоит из композиции наноразмерных кристаллов WSe_2 с турбостратной упаковкой атомов и β-W наночастиц (в оболочке из диселенида вольфрама).

Трибоиспытания двухслойных покрытий показали, что природа подслоя оказывает существенное влияние на развитие процессов приработки и последующее поведение покрытия. Результаты измерения

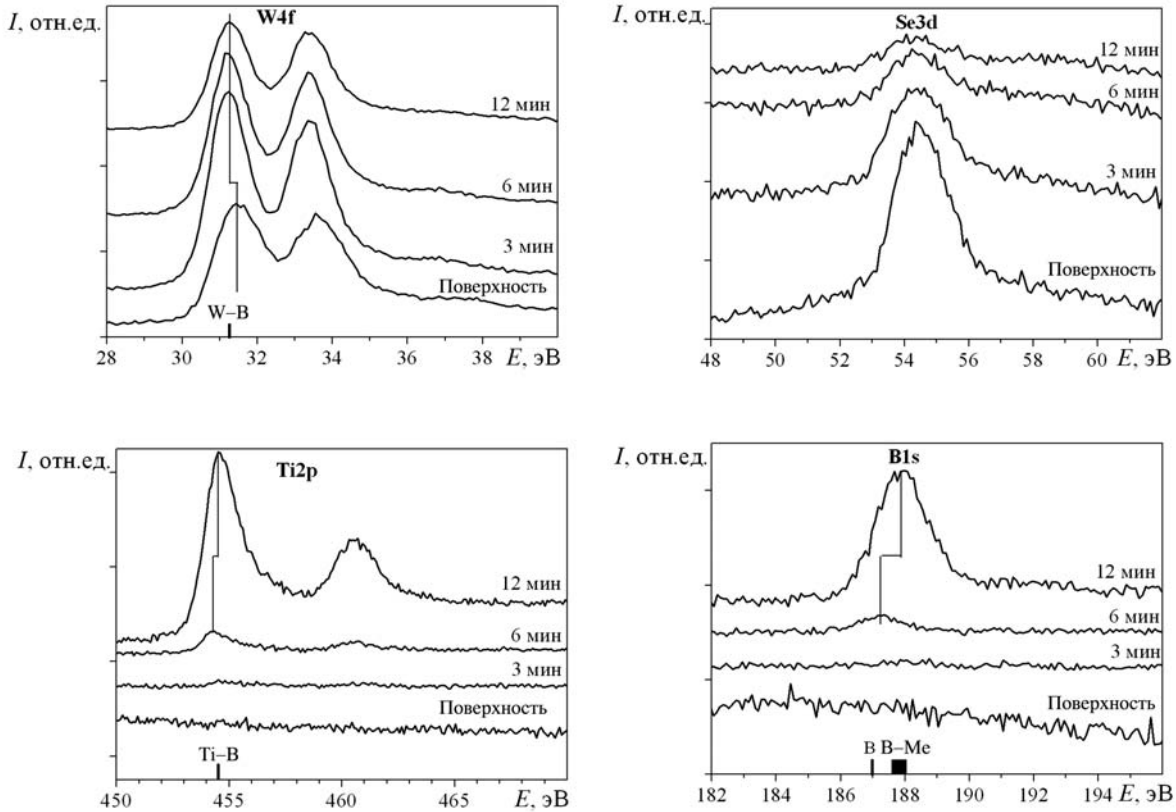

Рис. 3. Участки РФЭС-спектров, измеренные для W, Se, B и Ti через указанные временны́е интервалы распыления для двухслойной системы WSe_x/TiB_2. Показана динамика изменения химического сдвига для линий $W4f_{7/2}$, $Ti2p_{3/2}$ и B1s в процессе распыления

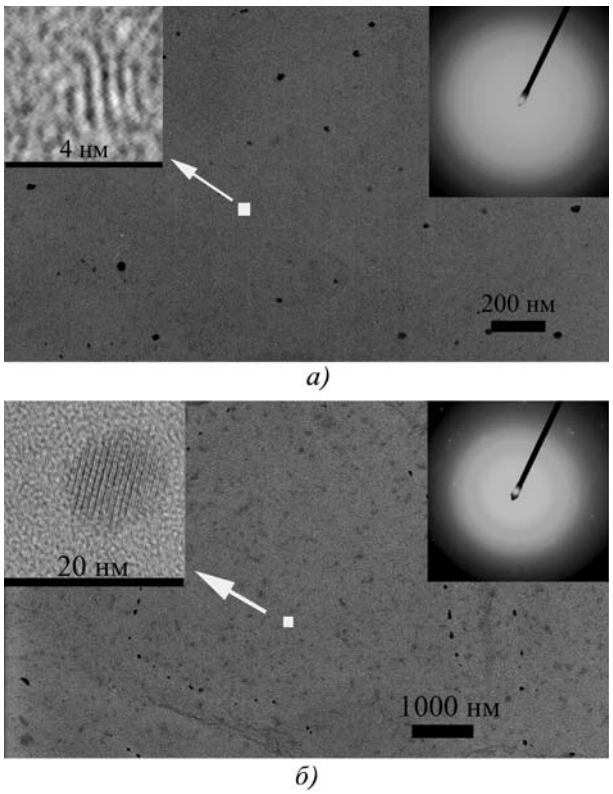

Рис. 4. ПЭМ-изображения и микродифракции пленок, полученных импульсным лазерным осаждением при 150 °С на кристаллах NaCl:
а – a-C(Ti); *б* – SiC. Вставки иллюстрируют наноструктурные особенности пленок

коэффициента трения показаны на рис. 5. Видно, что тонкая WSe_x-пленка обеспечивала относительно низкий коэффициент трения (~0,09...0,10) в начале скольжения шарика в течение ~25 циклов в случае WSe_x/a-C(Ti) и WSe_x/SiC-покрытий. На следующем этапе для покрытия WSe_x/a-C(Ti) наблюдалось падение коэффициента трения до 0,05, и это значение сохранялось до конца испытаний. В случае тестирования покрытия WSe_x/SiC после периода относительно низкого трения коэффициент трения возрастал до 0,6. Однако при дальнейшем скольжении шарика коэффициент трения плавно уменьшался до 0,15.

Пленка диселенида вольфрама не проявила выраженного твердосмазочного эффекта на подслое из диборида титана. При тестировании покрытия WSe_x/TiB_2 коэффициент трения резко вырос: от ~0,20 до >0,55 в течение первых 50 циклов. После прира-

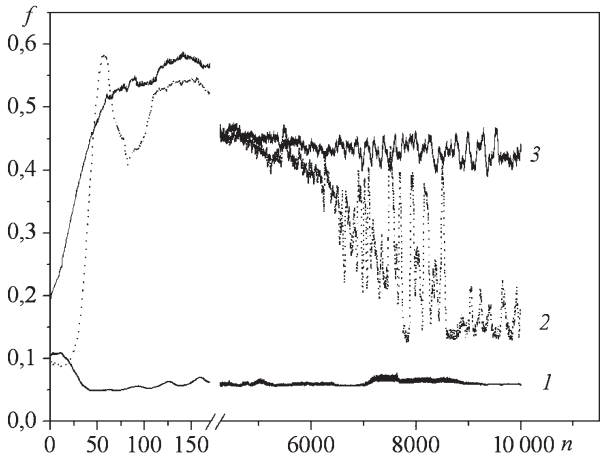

Рис. 5. Зависимость коэффициента трения *f* от числа циклов *n* поступательно-обратного скольжения стального шарика по двухслойным покрытиям WSe_x/a-C(Ti) (*1*), WSe_x/SiC (*2*) и WSe_x/TiB_2 (*3*)

ботки за ~500 циклов он уменьшился до значения ~0,45 и не изменялся в течение всего теста.

Микроизображения треков, образовавшихся на подложках с различными покрытиями после трибоиспытаний, показаны на рис. 6. После тестирования покрытия WSe_x/a-C(Ti) образовался слабо выраженный трек шириной ~100 мкм. По краям трека скопилось небольшое количество порошка – частиц износа. В треке сохранились участки с WSe_x-пленкой. На контртеле после скольжения по этому покрытию образовалась относительно небольшая площадка, окруженная порошкообразными частицами износа. Коэффициент износа шарика составил $1{,}6\cdot10^{-8}$ мм$^3\cdot$Н$^{-1}\cdot$м$^{-1}$. Такой низкий коэффициент износа стального контртела более характерен для скольжения по алмазоподобному углеродному покрытию, чем по диселениду вольфрама. Однако при скольжении по адмазоподобному углеродному покрытию, как правило, наблюдается достаточно длительный период приработки (более $5\cdot10^3$ циклов), при котором коэффициент трения уменьшается от 0,25 до 0,10 [13]. Наблюдаемое трибологическое поведение двухслойного покрытия WSe_x/a-C(Ti), вероятно, связано с формированием качественно нового по химическому составу трибослоя, сосредоточенного как на контртеле, так и на покрытии. В образовании этого слоя участвовал как диселенид вольфрама, так, вероятно, и материал внешнего слоя a-C(Ti)-покрытия. Обнаруженные химические связи между атомами на границе слоев WSe_x/a-C(Ti) могли способствовать развитию таких процессов. Важная роль сформировавшегося трибослоя между контактными поверхностями покрытия и стального шарика заключалась в том, что он не только обеспечил низкий коэффициент трения на начальном этапе испытаний, но и эффективно инициировал быстрые структурно-фазовые изменения в a-C(Ti)-подслое, исключив необходимость длительной приработки стального контртела к алмазоподобному покрытию.

Образование химических связей между атомами таких слоев, как WSe_x и SiC, обеспечили удержание тонкой пленки диселенида вольфрама на SiC-подслое с проявлением ее антифрикционных свойств в начале испытаний. Однако разрушение этой пленки при скольжении шарика, вероятно, не обеспечило эффективного формирования трибослоя с качественными антифрициоными свойствами. На рис. 6, *б* показано, что после испытаний образовался явно выраженный трек шириной до 300 мкм, а на конце трека видны крупные скопления частиц износа. Частицы износа налипли и на стальной шарик, сформировав относительно толстый трибослой. Коэффициент износа шарика составил $5{,}1\cdot10^{-8}$ мм$^3\cdot$Н$^{-1}\cdot$м$^{-1}$. Негативное влияние на свойства трибослоя, формирующегося при скольжении по

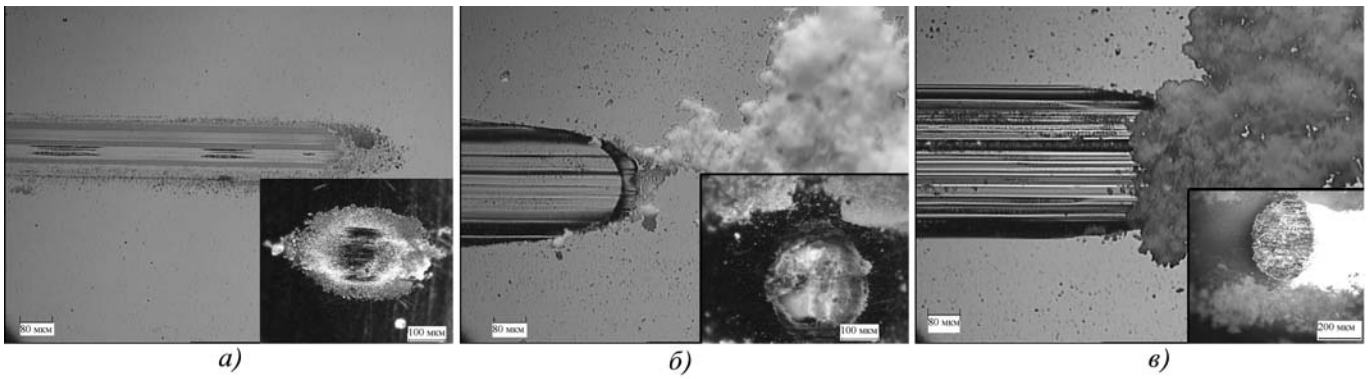

Рис. 6. Микроизображения участков треков, образовавшихся после трибоиспытаний в течение 10^4 циклов различных покрытий: *а* – WSe_x/a-C(Ti); *б* – WSe_x/SiC; *в* – WSe_x/TiB_2. На вставках показаны контактные площадки, образовавшиеся на стальных шариках после испытаний

граничной области покрытия WSe_x/SiC, могли оказать относительно крупные нанокристаллы кремния, которые могли накапливаться в трибослое, вызывая абразивное изнашивание в паре трения.

Анализ изображения поверхности трека, образовавшегося после испытания покрытия WSe_x/SiC (см. рис. 6, *б*), показал, что несмотря на заметный износ контртела поверхность покрытия сохраняет относительно гладкий рельеф. Это может быть обусловлено влиянием частиц WSe_x на процессы приработки, протекающие в относительно длительный промежуток времени (~5000 циклов). Эти частицы могли захватываться в процессы массопереноса с поверхности покрытия на поверхность контртела и обратно. В результате длительной приработки на поверхности SiC-покрытия мог сформироваться тонкий углеродный слой, обеспечивающий снижение коэффициента трения до 0,15.

В случае скольжения шарика по покрытию WSe_x/TiB_2 развивался интенсивный износ покрытия и контртела (см. рис. 6, *в*). Ширина трека изнашивания превысила 350 мкм, коэффициент износа шарика составил $1{,}3\cdot10^{-7}$ мм$^3\cdot$Н$^{-1}\cdot$м$^{-1}$. После испытаний сформировался развитый рельеф и на поверхности покрытия, и на поверхности контртела. Нельзя исключить, что тонкий слой диселенида вольфрама удалялся при первых проходах шарика и не оказал какого-либо влияния на трибологическое поведение покрытия WSe_x/TiB_2. Удаление твердосмазочного слоя могло быть обусловлено неудовлетворительной адгезией этого слоя из-за слабого химического взаимодействия WSe_x с диборидом титана. Возможно, что химическое взаимодействие было организовано через избыточный (и слабо связанный) бор в покрытии TiB_2, что и определило динамику разрушения этого двухслойного покрытия.

Заключение

При физическом осаждении, в частности при импульсном лазерном осаждении, твердосмазочных слоев из диселенида вольфрама на подслой из твердого материала протекают процессы формирования химических связей между атомами этих слоев. Характер данных процессов во многом зависит от химического состава подслоя и может во многом определять трибологические свойства твердосмазочного слоя на конкретном подслое. При осаждении WSe_x на С-содержащий подслой могут сформироваться W–C химические связи, которые обеспечивают хорошее сцепление между слоями и, как следствие, предотвращают быстрое удаление твердосмазочного слоя с подслоя при трибовоздействии. Более того, в подслое с высоким содержанием углерода (алмазоподобный углерод) в присутствии WSe_x возможен синергетический эффект, обеспечивающий низкий коэффициент трения и повышенную стойкость к изнашиванию пары трения. Легирование углерода кремнием, вызывающее формирование в подслое новых связей Si–C и образование наночастиц кремния, может подавить процессы формирования антифрикционного трибослоя и вызвать ускоренный абразивный износ под влиянием наночастиц кремния.

При осаждении WSe_x на В-содержащий подслой формирование сцепления между слоями оказывается слабовыраженным, что может быть обусловлено химическим состоянием поверхности подслоя. В случае двухслойного покрытия WSe_x/TiB_2 химическая связь W–B формировалась через избыточный бор, обнаруженный в слоях TiB_2 после импульсного лазерного осаждения. В реализованной системе WSe_x/TiB_2 твердосмазочный слой удалялся при первых циклах скольжения шарика и не оказал заметного влияния на трибоповедение этого двухслойного покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковалев Е.П., Игнатьев М.Б., Семенов А.П., Смирнов Н.И., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю.** Твердосмазочные покрытия для машин и механизмов, работающих в экстремальных условиях // Трение и износ. 2004. Т. 25. С. 337–343.
2. **Kuwano H., Nagai K.** Friction-reducing coatings by dual fast atom beam technique // J. Vac. Sci. Technol. A. 1986. Vol. 4. P. 2993–2996.
3. **Grigoriev S.N., Fominski V.Yu, Gnedovets A.G., Romanov R.I.** Experimental and numerical study of the chemical composition of WSe_x thin films obtained by pulsed laser deposition in vacuum and in a buffer gas atmosphere // Appl. Surf. Sci. 2012. Vol. 258. P. 7000–7007.
4. **Muratore C., Voevodin A.A.** Control of molybdenum disulfide basal plane orientation during coating growth in pulsed magnetron sputtering discharges // Thin Solid Films. 2009. Vol. 517. P. 5605–5610.
5. **Grigoriev S.N., Fominski V.Yu., Romanov R.I, Volosova M.A.** Structural modification and tribological behavior improvement of solid lubricating WSe_x coatings during pulsed laser deposition in buffer He-gas // Journal of Friction and Wear. 2013. Vol. 34. P. 262–269.
6. **Nevolin V.N., Fominski V.Yu., Gnedovets A.G., Romanov R.I.** Study and simulation of the growth of solid lubricant $MoSe_x$ coatings during pulsed laser deposition // Technical Physics. 2009. Vol. 54. P. 117–123.
7. **Ding X., Zeng X., Goto X.** Unbalanced magnetron sputtered Ti–Si–N:MoS_x composite coatings for improvement of tribological properties // Surf. Coat. Technol. 2005. Vol. 198. P. 432–436.
8. **Gilmore R., Baker M.A., Gibson P.N., Gisser W.** Preparation and characterisation of low-friction TiB_2-based coatings by incorporation of C or MoS_2 // Surf. Coat. Technol. 1998. Vol. 105. P. 45–50.
9. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В.** Трибологические свойства тонкопленочных наноструктурированных покрытий в системе элементов W–Se–C // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 9. С. 3–10.
10. **Polcar T., Cavaleiro A.** Review on self-lubricant transition metal dichalcogenide nanocomposite coatings alloyed with carbon // Surf. Coat. Technol. 2011. Vol. 206. P. 686–695.
11. **Fominski V.Yu., Nevolin V.N., Smurov I.** Energy and dose characteristics of ion bombardment during pulsed laser deposition of thin films under pulsed electric field // J. Appl. Phys. 2004. Vol. 96. P. 2374–2380.
12. **Louro C., Cavaleiro A., Montemor F.** How is the chemical bonding of W–Si–N sputtered coatings? // Surf. Coat. Technol. 2001. Vol. 142–144. P. 964–970.
13. **Романов Р.И., Жукова Е.А., Фоминский В.Ю., Бычкова М.Я.** О влиянии плотности энергии облучения мишени на трибологические свойства углеродных алмазоподобных покрытий при импульсном лазерном осаждении // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 7. С. 20–27.

УДК 621.785.532

В.В. Будилов, Р.Д. Агзамов, К.Н. Рамазанов, И.С. Рамазанов
(Уфимский государственный авиационный технический университет)
E-mail: ramazanov.igor.stepanovish@gmail.com

Технология ионного азотирования титанового сплава ВТ6 с применением эффекта полого катода

Рассмотрена технология ионного азотирования титанового сплава ВТ6 в тлеющем разряде с проявлением эффекта полого катода (ЭПК). Определено влияние ЭПК на параметры тлеющего разряда, структуру и микротвердость титанового сплава ВТ6. Получены вольт-амперные характеристики, оценена микротвердость по глубине азотированного слоя, проанализирована структура азотированных образцов в тлеющем разряде с проявлением и без проявления ЭПК. Разработан технологический процесс ионного азотирования, основанный на фазовом модифицировании поверхностного слоя в тлеющем разряде с проявлением ЭПК титановых сплавов.

Ключевые слова: *упрочнение титановых сплавов, микротвердость, ионное азотирование, тлеющий разряд, эффект полого катода, структура, титановый сплав ВТ6.*

The technology of ion nitriding of titanium alloy VT6 in a glow discharge with the manifestation of the effect of hollow cathode (EPA). The effect of the EPA on the parameters of glow discharge, structure and microhardness of titanium alloy VT6. Received volt-ampere characteristics, estimated microhardness of the depth of the nitrided layer, analyzed the structure of the nitrided samples in a glow discharge with the manifestation and without manifestations of EPA. Developed the technological process of ion nitriding, based on the phase modification of superficial layer in a glow discharge with the manifestation of EPA titanium alloys.

Keywords: *hardening titanium alloys, microhardness, ionic nitriding, glow discharge, effect hollow cathode, structure, titanium alloy VT6.*

Введение

Широкое применение титановых сплавов в авиационной и космической технике связанно с уникальным сочетанием их физических, химических, механических и технологических свойств: высокой температуры плавления, малой плотности (почти в два раза меньшей, чем у железа), коррозионной стойкости, немагнитности, низкого модуля упругости, сравнительно высокой прочности, малого коэффициента термического расширения и др. [1–3]. Однако расширению области применения титановых сплавов препятствуют низкое сопротивление абразивному и эрозионному изнашиванию, низкая твердость, склонность к схватыванию при работе в узлах трения и низкая износостойкость. В связи с этим актуальной задачей является разработка новых методов поверхностного упрочнения, позволяющих эффективно повышать твердость и трибологические свойства поверхности [1–4].

Известно [1, 3], что эффективным способом модификации поверхности титановых сплавов является химико-термическая обработка (ХТО), в частности газовое азотирование. Существенным недостатком данного процесса является большая длительность обработки – более 30 ч, температура насыщения при этом составляет 950...1470 °С, что приводит к снижению конструкционной прочности основы в результате укрупнения структурных составляющих.

Одним из путей повышения эффективности процесса азотирования является использование разрядов в газе, что позволяет наряду с большой скоростью насыщения получать целенаправленно контролируемую структуру поверхностного слоя при сохранении механических свойств основы материала с учетом условий эксплуатации изделий [1, 5–7].

В работах [5–7] доказано, что применение эффекта полого катода (ЭПК) позволяет существенно повысить производительность процесса ионного азотирования, а также проводить локальную обработку поверхности деталей.

Целью работы является исследование влияния ЭПК на энергетические характеристики тлеющего

разряда, структуру и микротвердость титанового сплава ВТ6, а также разработка нового технологического процесса поверхностной ионной ХТО титановых сплавов.

Методика проведения исследования

Эксперименты проводили на модернизированной установке ЭЛУ-5 (рис. 1). Азотированию подвергались образцы из титанового сплава ВТ6 размерами 20×10×2 мм после вакуумного отжига в β-области при температуре 1000 °С. Для определения эффективности насыщения проводили азотирование как с проявлением ЭПК, так и без проявления ЭПК при одних и тех же температуре и времени насыщения. Процесс ХТО проводили при температуре 670...750 °С в смеси Ar – 85 % и N_2 – 15 %. Время изотермической выдержки составляло 4 ч.

Замеры микротвердости поверхности обрабатываемых образцов осуществлялись на микротвердомере Buehler Omnimet Micromet-5101, по 10 замеров в каждой области при нагрузке 0,5 Н.

Для исследования микроструктуры образцов применялся оптический микроскоп Olympus (QX51).

Результаты исследования

Для определения влияния ЭПК на энергетические характеристики тлеющего разряда были проведены исследования вольт-амперных характеристик (ВАХ). Результаты исследования ВАХ показали, что в условиях проявления ЭПК ток разряда в несколько раз выше, чем без проявления ЭПК при одинаковом напряжении горения разряда (рис. 2). Увеличение тока разряда при проявлении ЭПК объясняется тем, что в катодной полости, образованной поверхностью детали и экраном, увеличивается генерация заряженных частиц осциллирующими электронами, возрастает число ионов, бомбардирующих поверхность, и число электронов, эмитируемых катодом [5].

Результаты измерения микротвердости по глубине азотированного слоя представлены на рис. 3. Видно,

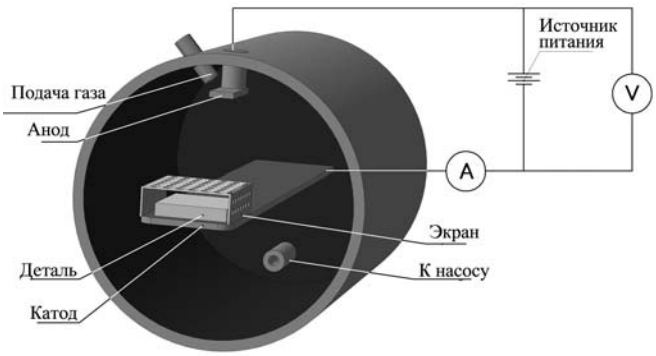

Рис. 1. Устройство для реализации способа азотирования в тлеющем разряде с ЭПК

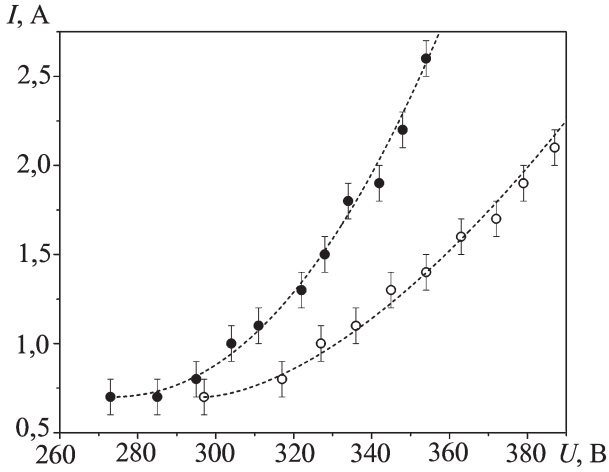

Рис. 2. ВАХ тлеющего разряда при давлении 133 Па:
● – с проявлением ЭПК; ○ – без проявления ЭПК

что ионное азотирование с проявлением ЭПК имеет преимущество перед традиционным ионным азотированием в толщине получаемого слоя. Причем при проявлении ЭПК наблюдается увеличение толщины упрочненного слоя до ~125 мкм, более чем в 2 раза по сравнению с азотированием без ЭПК.

На рис. 4 показаны микроструктуры образцов, подвергнутых азотированию в тлеющем разряде различными способами. Анализ структуры образцов из титанового сплава ВТ6 после азотирования показал, что по толщине формируются нитридный слой и диффузионная зона [2]. После азотирования различными способами отсутствует крупнозернистая структура и переход от слоя к слою плавный, что является одним из основных требований к азотированному слою [5].

Сравнение профилей микротвердости и анализ структуры исследованных материалов позволяют сде-

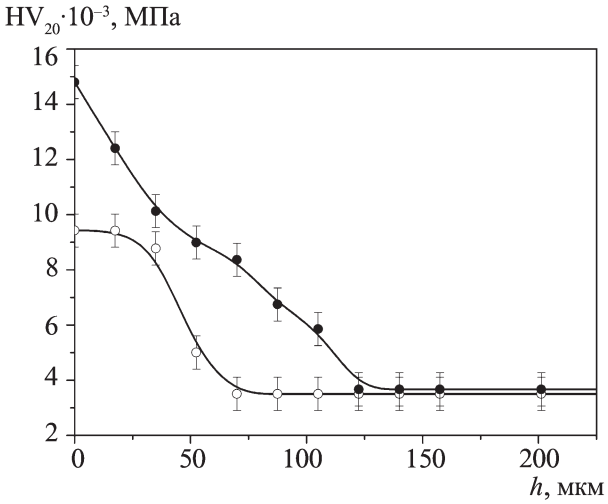

Рис. 3. Изменение микротвердости по глубине азотированного слоя:
○ – без проявления ЭПК; ● – с проявлением ЭПК

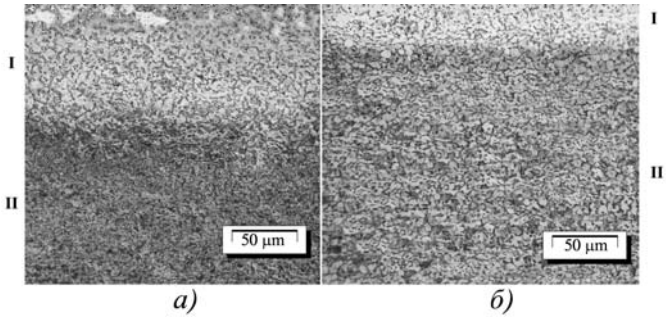

Рис. 4. Микроструктура титанового сплава ВТ6 после азотирования:
а – с ЭПК; *б* – без ЭПК; I – азотированный слой; II – основа

лать вывод, что скорость азотирования в условиях проявления ЭПК в несколько раз выше, чем без ЭПК, при прочих равных параметрах (температуре, времени насыщения).

На основе проведенных исследований был разработан технологический процесс ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом, который включает в себя:

предварительную подготовку обрабатываемых деталей;

загрузку обрабатываемых деталей в камеру и откачку из камеры воздуха;

чистку деталей и последующее азотирование в плазме тлеющего разряда с ЭПК;

охлаждение обработанных деталей в вакууме.

Предварительная подготовка поверхности (химическая очистка) представляет собой удаление с поверхности видимых слоев органических загрязнений: остатков масел, смазочных материалов, отпечатков пальцев и жировых пятен. Для этого возможно использование органических растворителей: этилового спирта, ацетона.

Азотируемые детали устанавливают в камеру, подключают к отрицательному электроду, герметизируют камеру и откачивают воздух до давления 10 Па. Камеру прокачивают рабочим газом в течение 5...15 мин при давлении ~1330 Па, затем откачивают камеру до давления 20...30 Па, подают на электроды напряжение и возбуждают тлеющий разряд.

Перед началом процесса азотирования осуществляется чистка в режиме катодного распыления, после 5...20-минутной обработки поверхности на данной стадии устанавливают рабочее напряжение, а давление повышают до 200 Па. Катодное распыление может проводиться и в среде инертных газов, применение которой особенно целесообразно при азотировании титановых сплавов. Рабочая температура процесса достигается за 3...5 мин, скорость нагрева определяется соотношением площади поверхности и массы деталей.

После изотермической выдержки детали охлаждаются до комнатной температуры в вакууме. При этом скорость охлаждения по сравнению с печным нагревом выше, так как при ионной обработке нагреваются изделия, а нагрев стенок контейнера (рабочей камеры) за счет теплоизлучения и конвекции в условиях разрежения незначителен.

Разработанная технология ионного азотирования в условиях проявления ЭПК обеспечивает эффективное структурно-фазовое модифицирование и повышение твердости поверхности титановых сплавов.

Выводы

В условиях проявления ЭПК ток разряда в несколько раз выше, чем без проявления ЭПК, при одинаковом напряжении горения разряда вследствие того, что в катодной полости, образованной поверхностью детали и экраном, увеличивается генерация заряженных частиц осциллирующими электронами, возрастают число ионов, бомбардирующих поверхность, и число электронов, эмитируемых катодом.

Установлено, что ионное азотирование с проявлением ЭПК имеет преимущество перед традиционным ионным азотированием в толщине получаемого слоя более чем в два раза.

Установлено, что после азотирования в условиях проявления и без проявления ЭПК отсутствует крупнозернистая структура и переход от слоя к слою плавный, что является одним из основных требований к азотированному слою.

Разработан технологический процесс ионного азотирования, основанный на фазовом модифицировании поверхностного слоя в тлеющем разряде с проявлением ЭПК, который позволяет повышать твердость поверхности титановых сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С., Панайоти Т.А.** Ионная химико-термическая обработка сплавов. М.: Изд-во МВТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 400 с.

2. **Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.Н., Гольдфайн В.Н.** Титановые сплавы в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1977. 247 с.

3. **Малинов Л.С., Зечева А., Ша В.** Связь микроструктуры и свойств промышленных титановых сплавов с параметрами процесса азотирования из газовой фазы // МиТОМ. 2004. № 7. С. 21–28.

4. **Погрелюк И.Н.** Азотирование титановых сплавов // Международная конференция ОТТОМ-4. 2003. С. 182–198.

5. **Будилов В.В., Агзамов Р.Д., Рамазанов К.Н.** Технология ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 7. С. 25–29.

6. **Мухин В.С., Рамазанов К.Н., Ишмухаметов Д.З.** Упрочнение поверхности сталей и титановых сплавов путем создания макронеоднородной структуры при азотировании в тлеющем разряде // УТиП. 2010. № 10. С. 32–35.

7. **Ахмадеев Ю.Х.** Несамостоятельный тлеющий разряд с полым катодом для азотирования титана. Дис. ... канд. техн. наук. Томск. 2007.

УДК 621.9.047

В.П. Смоленцев, А.А. Коровин, А.Ю. Рязанцев, С.С. Юхневич
(Воронежский государственный технический университет)
E-mail: ryazantsev86@mail.ru

Снижение тепловой нагрузки на высоконагруженные охлаждаемые конструкции

Рассматриваются наиболее применимые конструкции турбулизаторов, используемых в теплонагруженных изделиях, в частности в ракетных двигателях, анализируются технологии их изготовления и возможности снижения тепловых нагрузок, влияющих на эксплуатационные показатели изделий.
Ключевые слова: *тепловые нагрузки, турбулизаторы, типовые конструкции, технологические процессы изготовления.*

The paper is devoted to the most applicable configurations of vortex generators used in thermally loaded assemblies, in particular in rocket propulsion units, and to the analysis of the manufacturing procedures for these vortex generators and the possibilities of reducing the thermal loads which affect the operational performance of assemblies.
Keywords: *thermal loads, vortex generators, typical configurations, manufacturing procedures.*

Введение

В теплонапряженных машинах все более широкое применение находят конструкции теплообменных аппаратов с так называемыми турбулизаторами – искусственно созданными локальными неровностями на теплопередающих поверхностях, разрушающими пограничный слой жидкой, газообразной или многофазной рабочей среды. Турбулизаторы позволяют значительно повысить интенсивность теплообмена рабочей среды с омываемой стенкой теплообменного канала при некотором незначительном росте гидравлического сопротивления протекающему потоку. Одним из примеров широкого применения турбулизаторов являются современные конструкции различных тепловых машин (авиационных, жидкостных ракетных двигателей, турбин и др.), где использование таких элементов позволяет значительно повысить общую энергетическую эффективность изделия. Основной проблемой применения турбулизаторов на поверхностях стенок каналов охлаждения теплообменных устройств является отсутствие рациональных технологических процессов их изготовления. Существующие методы изготовления турбулизаторов (в основном электроэрозионная обработка и накатка роликом) имеют низкую производительность, приводят к изменениям в поверхностном слое материала обрабатываемой детали, а также зачастую не позволяют производительно получать турбулизаторы необходимой формы.

Интенсификация теплообмена путем турбулизации потока охлаждающей среды

Каналы охлаждения тепловых двигателей реализуют по различным схемам. Наиболее применимыми (на примере каналов охлаждения жидкостных ракетных двигателей) являются представленные на рис. 1 [1, 2].

На рис. 1, *а* представлено поперечное сечение каналов охлаждения, выполненных фрезеровкой в огневой стенке *1* с последующим креплением к торцам полученных ребер *2* наружной рубашки *3* (чаще всего пайкой).

На рис. 1, *б* показано поперечное сечение каналов охлаждения, образованных набором трубок *1*, скрепленных механически или пайкой. При такой схеме с наружной стороны обычно устанавливают силовой бандаж *2*.

На рис. 1, *в* приведено поперечное сечение тракта охлаждения, образованного огневой стенкой *1*, гофром *2* и наружной рубашкой *3*, скрепленных между собой, например, пайкой или точечной сваркой.

Постоянное развитие двигателей в направлении повышения их энергетической эффективности и мощности привело к необходимости значительного увеличения давления внутри камеры сгорания. Для этого большинство современных камер сгорания, форсажных камер, реактивных сопел и других тепло-

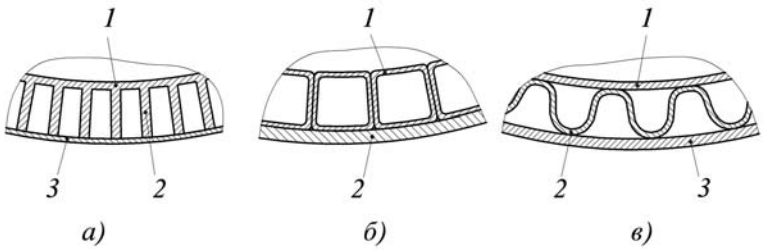

Рис. 1. Поперечный разрез типовых каналов охлаждения:
а – фрезерованные каналы охлаждения; *б* – трубчатые каналы охлаждения; *в* – тракт охлаждения с гофрированной проставкой

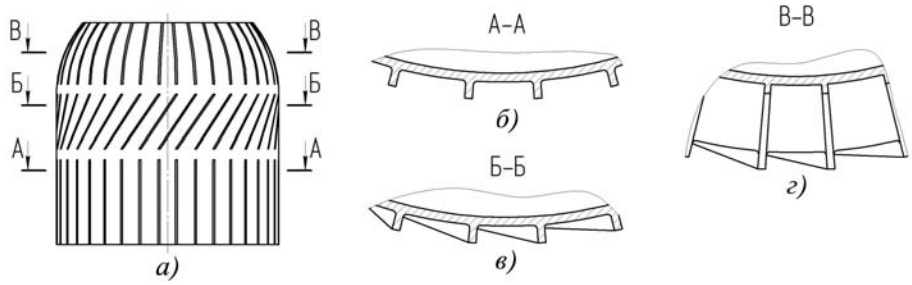

Рис. 2. Фрезерованные каналы охлаждения:
а – общий вид типовой оболочки камеры сгорания; *б* – прямолинейные каналы постоянного сечения; *в* – винтовые каналы постоянного сечения; *г* – каналы переменного сечения с криволинейной осью

нагруженных изделий выполняют с фрезерованными каналами охлаждения и с последующим креплением наружной рубашки. Гофрированные тракты охлаждения применяются значительно реже из-за сложности изготовления и сборки, а трубчатые каналы охлаждения в современных конструкциях узлов двигателей практически не используются. Кроме того, известны конструкции камер сгорания с комбинированными трактами охлаждения, образованными фрезерованными каналами и участками с гофрами.

Каналы охлаждения могут быть прямолинейными, изогнутыми, винтовыми и т.д., постоянного или переменного поперечного сечения. Часто в одной конструкции применяется несколько видов фрезерованных каналов, показанных на примере камеры сгорания ракетного двигателя (рис. 2).

Используя оптимальное оребрение охлаждающего тракта, можно интенсифицировать теплообмен до 2–2,5 раз [3].

По каналам охлаждения со скоростью до 100 м/с и более может прокачиваться компонент топлива, например жидкий водород, который является охлаждающей средой. Большие скорости охладителя обусловливают турбулентный характер его течения, что положительно влияет на интенсивность теплообмена между компонентом и стенками охлаждаемых каналов изделия.

Однако известно, что при турбулентном режиме течения жидкости в пристеночной зоне существует тонкий пограничный ламинарный слой (рис. 3), передача теплоты в котором осуществляется более слабой (по сравнению с турбулентным перемешиванием) теплопроводностью. При этом в пограничном слое происходит первоначальная передача тепловой энергии от стенки изделия, где из-за торможения потока стенками узкого канала значительно замедляется процесс охлаждения. По данным [4], доля термического сопротивления в турбулентном потоке при $Re = 10^4$ составляет для пристеночного вязкого ламинарного слоя 32,3 %; для переходного (буферного) слоя 52,0 %; для ядра потока 15,7 %. По другим сведениям [3], термическое сопротивление ламинарного пристеночного слоя может достигать до 99 % от общего сопротивления. Очевидно, что снижение термического сопротивления пристеночного ламинарного слоя потока позволяет значительно повысить общую интенсивность охлаждения.

Одним из эффективных способов снижения термического сопротивления пограничного ламинарного слоя является его разрушение искусственной шероховатостью (турбулизаторами) [5]. Так как наибольшим термическим сопротивлением обладает пограничный ламинарный слой, необходима турбулизация только этого слоя, а дополнительная турбулизация всего потока нерациональна, поскольку она связана с возрастанием гидравлического сопротивления канала и увеличением затрат энергии на интенсификацию потока. Искусственная шероховатость реализуется образованием на теплопередающих поверхностях, омываемых охладителем, чередующихся выступов, которые могут иметь различную форму [3] (рис. 4). Это могут быть прямоугольные выступы (рис. 4, *а*), расположенные с интервалом (переменным или постоянным), треугольные непрерывные или прерывистые профили (рис. 4, *б*, *в*), волнообразные (рис. 4, *г*), трапецеидальные (рис. 4, *д*, *е*) выступы с различным шагом.

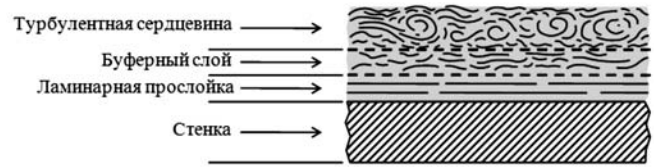

Рис. 3. Поток жидкости вблизи стенки канала

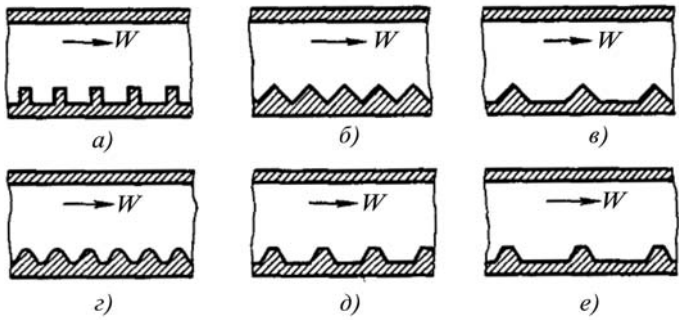

Рис. 4. Форма искусственной шероховатости на поверхности канала охлаждения

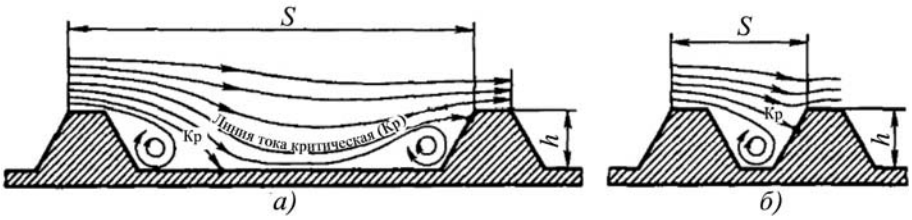

Рис. 5. Обтекание трапецеидальных турбулизаторов потоком жидкости:
а – с образованием двух вихревых зон; *б* – с образованием одной вихревой зоны

При обтекании потоком охладителя выступов, показанных на рис. 4, возникают местные отрывные течения с образованием вихревых структур, которые разрушают ламинарный пограничный слой.

Исследования влияния размеров турбулизаторов на процесс проточного охлаждения показали [3], что при малом относительном шаге S относительно высоты h шероховатости ($S / h < 2$) в промежутках между выступами образуется одновихревое движение (рис. 5, *б*), при котором набегающий на грань выступа поток разделяется критической линией тока (Кр) на две части: нижняя часть потока образует вихревое движение во впадине, а верхняя часть обтекает выступ.

При увеличении шага выступов поток деформируется, и в определенный момент возникает сложное течение с двумя вихревыми зонами, связанными критической линией тока Кр. Картина, приведенная на рис. 5, характерна для большинства турбулизаторов.

Опытами установлено [3], что оптимальный шаг между выступами турбулизаторов составляет от 12 до 14 их высот:

$$S = (12 \ldots 14)\, h\,, \qquad (1)$$

где S – шаг; h – высота выступов турбулизаторов.

При дальнейшем увеличении шага (более 14h) интенсивность теплообмена падает, приближаясь к ее значению при гладкой поверхности стенок.

Высота турбулизаторов выбирается в зависимости от толщины ламинарного пограничного слоя $\delta_л$, которая приближенно может быть определена по эмпирической формуле, полученной из соотношения Кармана [3],

$$\delta_л = \frac{32{,}5\, d_г}{\sqrt{\lambda}\, \mathrm{Re}_{d_г}}\,, \qquad (2)$$

где $d_г$ – гидравлический диаметр, $d_г = 4\, S_{п.п} / П$ ($S_{п.п}$ – площадь поперечного сечения потока; П – смоченный периметр); λ – коэффициент гидравлического сопротивления гладкого канала; $\mathrm{Re}_{d_г}$ – число Рейнольдса, $\mathrm{Re}_{d_г} = \frac{\rho\, W\, d_г}{\mu}$ (ρ – плотность жидкости; W – скорость ее течения; μ – динамическая вязкость).

В [3] рекомендуется использовать высоту выступов турбулизаторов, равную десятикратной толщине ламинарного слоя, т.е.

$$h \approx 10\, \delta_л\,. \qquad (3)$$

Примеры расположения выступов турбулизаторов на поверхности огневой стенки канала охлаждения камеры сгорания показаны на рис. 6. Из рис. 6, *а* следует, что поток охладителя вдоль камеры разделен на участки сплошными ребрами (*1* на рис. 6, *б*), имеющими различное направление относительно оси детали. Длина этих участков выбирается такой, чтобы избежать закупоривания каналов между выступами газообразными продуктами, образовавшимися в результате нагрева жидкой (или газожидкостной) охлаждающей среды от стенки *2*.

Наши исследования показали, что турбулизаторы могут обеспечить максимальное повышение интенсивности теплообмена при минимальном росте гидравлического сопротивления канала. Опыт показывает, что выполнение такого условия зависит от формы выступов турбулизаторов [3].

Форма турбулизаторов может оказывать существенное влияние на процесс работы изделия, в том числе с выделением газообразной фазы в поток охладителя. Такой процесс при большом объемном газонаполнении канала может сопровождаться остановкой потока, что приводит к выходу теплонапряжен-

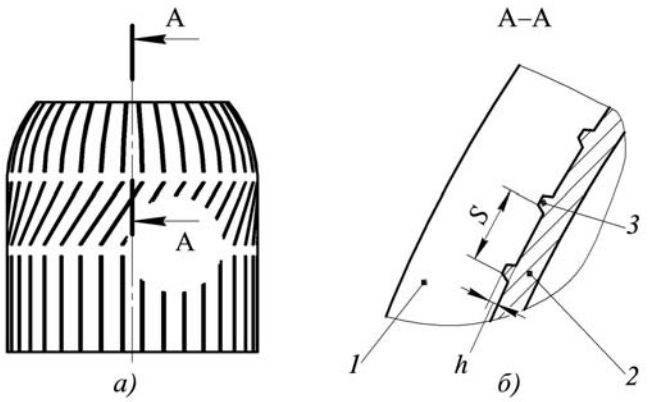

Рис. 6. Турбулизаторы на поверхности огневой стенки канала охлаждения, полученного фрезерованием:
1 – ребро; *2* – огневая стенка; *3* – выступ турбулизатора

ного изделия из строя. Однако турбулизаторы являются наиболее удачным инструментом организации активного выноса газовой фазы из канала и, как следствие, стабильной работы изделия.

Методы изготовления турбулизаторов

Размеры применяемых в настоящее время каналов охлаждения с турбулизаторами показаны на рис. 7. Турбулизаторы, обеспечивающие безостановочное движение в каналах охлаждающей среды, имеют высоту h 0,2...0,3 мм, длину L около 1 мм, ширину H_1 от 0,8 до 0,9 ширины канала (в зависимости от размеров канала, вида охлаждающей среды, скорости ее прокачки). Шаг H_2 между турбулизаторами определяется разработчиками в зависимости от условий течения охладителя и времени безостановочного потока в канале с турбулизаторами. На границе ребра формируется сложный переход, где обработка лезвийным и абразивным инструментом становится невозможной.

На практике при изготовлении турбулизаторов используют метод вдавливания пуансона в донную часть паза или выполняют электроэрозионную прошивку профильным инструментом. У обоих методов имеются существенные недостатки: низкая стойкость инструмента, образование наплывов металла на границах углублений (при вдавливании), высокая шероховатость (при прошивке).

Кроме того, разработчики заинтересованы в том, чтобы турбулизаторы выполнялись не только в донной части паза, но и на боковой стенке углубления. Все применяемые в настоящее время технологические процессы не позволяют эффективно осуществить такую операцию.

Исследования показали, что наиболее перспективным методом изготовления донных и боковых турбулизаторов является электрохимическая размерная обработка с применением металлических или диэлектрических шаблонов [6]. В этом случае достигается одновременное изготовление турбулизаторов по всей длине паза за время менее 1 мин при шероховатости углубления менее 0,63 мкм.

В перспективе для изготовления турбулизаторов намечено применять комбинированную электроэрозионно-химическую обработку по шаблонам, создание которых достаточно хорошо освоено в авиакосмической отрасли.

Для нанесения углублений до 0,5 мм наиболее приемлемым оказался шаблон, имеющий фотожелатиновый слой, который отвечает большинству требований, предъявляемых к покрытиям. Контур геометрических параметров турбулизатора наносят на белый лист с соблюдением размеров (с учетом принятого масштаба). При использовании обычных чертежных инструментов точность нанесения линий составляет 0,05...0,20 мм. Масштаб выбирают в зависимости от заданной точности, разрешающей способности репродукционной установки (обычно 1:1, 2:1, 4:1).

Для обеспечения точного базирования при фотосъемке во всех углах чертежа проставляют вспомогательные засечки и указывают истинные размеры между ними, которые необходимо получить на негативе (шаблоне) после экспонирования.

Светочувствительный состав для получения изображения фотохимическим способом приготовляют на основе желатина (желатин — 100 мл, глицерин – 6 мл), в него также вводят 5 %-ный раствор двухромовокислого аммония – 10 мл, 1 %-ный раствор хромовокалиевых квасцов – 3 мл, 25 %-ный раствор аммиака – 0,10...0,15 мл. Компоненты добавляются к составу желатины постепенно при непрерывном перемешивании. Приготовленный светочувствительный состав фильтруют через капроновое сито, затем доводят до плотности 1,09...1,10 г/см^3, разбавляя дистиллированной водой. Перед нанесением на заготовку светочувствительный состав подогревают в водяной бане до 308...318 К. Состав наносят на заготовку методом полива или окунания. При этом заготовки выдерживают до стекания излишков состава. Далее детали сушат в сушильном шкафу при 310...320 К в течение 20...30 мин, до полного высыхания.

Поверхность после нанесения светочувствительного состава не должна иметь затеков, пятен, наплывов, воздушных пузырей. Толщина слоя состава не превышает 0,05...0,08 мм.

Проявляется изображение под слабой струей теплой воды (315...320 К) до полного удаления необлу-

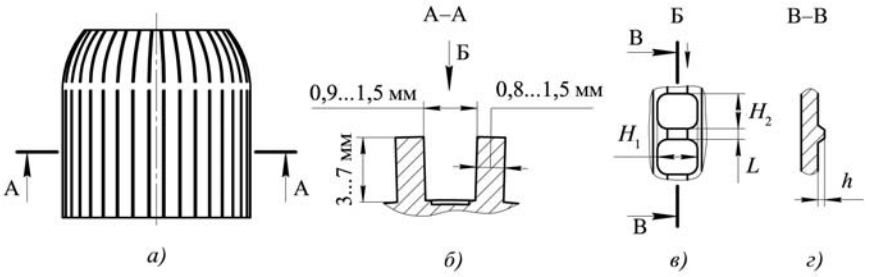

Рис. 7. Геометрические параметры деталей с турбулизаторами:
а – расположение каналов охлаждения на рубашке камеры сгорания ракетного двигателя; *б* – сечение канала; *в* – геометрические размеры турбулизаторов; *г* – сечение турбулизатора

ченного слоя светочувствительного состава, после чего его окрашивают черным красителем. Процесс ведут при температуре 320...330 К в течение 0,5...2,0 мин. Затем заготовки промывают теплой проточной водой с помощью ватного тампона или поролоновой губки.

Полученное изображение подвергают химическому дублению в закрепителе следующего состава: квасцы хромовокалиевые – 30 г; аммоний (калий) двухромовокислый – 50 г; спирт этиловый – 50 см^3; вода дистиллированная – 1 л. Заготовка опускается в раствор закрепителя на 30...40 с, затем промывается холодной проточной водой и сушится при температуре 290...300 К на воздухе в течение 2 с, а затем в сушильном шкафу при температуре 330...350 К в течение 40...60 мин.

Далее на шаблоне удаляют незатемненные участки (например, травлением). Разрешающая способность метода позволяет получать углубления шириной свыше 0,2 мм при погрешности до 0,1 мм.

Выводы

1. Повышение прочности и надежности теплонагруженных деталей требует создания эффективных теплообменных элементов. Имеющиеся устройства с прокачкой охлаждающей среды достигли своего предельного уровня, который не отвечает запросам разработчиков современной техники.

2. В работе показано, что турбулизаторы позволяют улучшить теплообмен, но их изготовление вызывает большие затруднения. Одним из перспективных способов получения турбулизаторов является электрохимическая обработка по шаблонам.

3. Предложен разработанный с участием авторов метод одновременного изготовления турбулизаторов по всей длине канала с нанесением углублений на донную и боковые поверхности пазов.

4. Адаптирован применительно к изготовлению турбулизаторов способ фотохимического выполнения шаблонов, обеспечивающих достижение высокой точности и производительности при получении турбулизаторов для высоконагруженных охлаждаемых конструкций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Воробей В.В., Логинов В.Е.** Технология производства жидкостных ракетных двигателей: учебник. М.: Изд-во МАИ, 2001. 496 с.

2. **Конструкция** и проектирование жидкостных ракетных двигателей: учебник / Г.Г. Гахун, В.И. Баулин, В.А. Володин и др.; под общ. ред. Г.Г. Гахуна. М.: Машиностроение, 1989. 424 с.

3. **Основы** теории и расчета жидкостных ракетных двигателей. Учебник для вузов. В 2 кн. Кн. 2. / А.П. Васильев, В.М. Кудрявцев, В.А. Кузнецов и др.; под ред. В.М. Кудрявцева. М.: Высшая школа, 1993. 368 с.

4. **Мигай В.К., Смоленцев Г.П., Смоленцев В.П., Коптев И.Т.** Моделирование теплообменного энергетического оборудования. Л.: Энергоатомиздат, 1981. 263 с.

5. **Гортышов Ю.Ф., Олимпиев В.В., Байгалиев Б.Б.** Теплогидравлический расчет и проектирование оборудования с интенсифицированным теплообменом. Казань: Изд-во Казан. гос. техн. ун-та, 2004. 432 с.

6. **Смоленцев Г.П., Смоленцев В.П., Коптев И.Т.** Электрохимическое маркирование деталей. М.: Машиностроение, 1983. 72 с.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

ПОДПИСКА

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252**.

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4, ООО "Издательство Машиностроение"

Тел.: (499) 269-66-00 *(отдел реализации)*, **(499) 268-40-77** *(редакция)*;

e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

УДК 621.793.6+621.785.542

В.В. Шкатов, Ю.С. Шатов, И.С. Щеренкова *(Липецкий государственный технический университет),*
Д.Н. Романенко *(Юго-Западный государственный университет, г. Курск),*
А.Е. Гвоздев *(Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого)*
E-mail: okana.83@mail.ru

Влияние режимов плазменной обработки на структурообразование хромовых диффузионных покрытий на стали 60Х2СМФ

Изучено влияние режимов плазменной обработки на структуру и свойства диффузионных хромовых покрытий на стали 60Х2СМФ. Установлено, что обработка плазменной струей гальванических хромовых покрытий приводит к формированию диффузионных слоев с повышенной твердостью. Показано, что меньшая сила тока плазменной дуги способствует образованию более твердых поверхностных слоев.

Ключевые слова: *диффузионные хромовые покрытия, плазменная обработка, износостойкие покрытия, гальванические покрытия на основе хрома.*

The influence of the modes of plasma treatment on the structure and properties of diffusion of chromium coatings on steel 60H2SMF. It is found that treatment with plasma jet electroplating chromium coatings leads to the formation of the diffusion layers with a high hardness. It is shown that the lower the plasma arc current contributes to the formation of harder surface layer.

Keywords: *chromium diffusion coatings, plasma treatment, wear-resistant coatings, galvanic chromium-based coatings.*

Введение

Сменные детали, узлы металлургического оборудования и инструмент, работающие в условиях производства, обладают ограниченным эксплуатационным ресурсом, что обусловлено абразивным изнашиванием, воздействием агрессивной среды, температурным воздействием и т.д. Повышение срока службы инструментов достигается формированием химико-термической обработкой на поверхности изделий слоев или нанесением покрытий, отличающихся повышенными эксплуатационными характеристиками [1–3]. Распространенным способом упрочнения поверхности является также термическая обработка поверхности деталей высокоэнергетическими концентрированными источниками энергии [4]. В настоящее время применение этих методов упрочнения не всегда обеспечивает требуемые свойства, поэтому все большее распространение приобретает использование комбинированных методов упрочнения, в том числе нанесение покрытий с последующей термической обработкой [5]. В частности, возможно создание диффузионных хромовых покрытий путем обработки плазмой предварительно нанесенного на поверхность стали электролитического хрома. При этом покрытие приобретает высокую износостойкость вследствие образования твердых мелкодисперсных карбидов хрома.

Влияние плазменного воздействия на конструкционные стали в настоящее время достаточно хорошо изучено. С другой стороны, детально изучено диффузионное хромирование, т.е. медленный нагрев до высоких температур и охлаждение детали с предварительно нанесенным на нее осадком электролитического хрома. Но в технической литературе практически нет данных об исследовании покрытий, получающихся после обработки плазмой электролитического хрома. В связи с этим целью настоящей работы является исследование закономерностей структурообразования диффузионных хромовых покрытий на стали 60Х2СМФ при обработке плазмой.

Методика проведения эксперимента

Исследование закономерностей формирования диффузионного хромового покрытия, полученного при обработке плазменной струей электролитическо-

го осадка хрома, производилось на образцах стали 60Х2СМФ. Перед нанесением хрома и плазменной обработкой образцы были подвергнуты объемной закалке при температуре 850 °С и высокому отпуску при температуре 650 °С. На образцы электролитическим способом наносился осадок твердого электролитического хрома толщиной 300 мкм (режим нанесения: температура 55 °С, плотность тока 50 А/дм^2) [6, 7]). Обработка поверхностей отливок плазменной струей производилась с оплавлением поверхности с силой тока 80, 105, 125 А и напряжением 18 В, скорость перемещения струи составляла 2 мм/с.

Микротвердость покрытий измерялась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 1 Н на поперечных шлифах с интервалом 100 мкм между отпечатками. Исследования микроструктуры покрытий и контактирующих с ними зон материала проводились на микроскопе МИМ-8 при увеличении 100...500 крат. Определение распределения хрома по сечению диффузионной зоны проводилось на растровом электронном микроскопе LEO EVO-50XVP, оснащенном микроанализатором химического состава.

Результаты исследований и их обсуждение

Характер протекания физико-химических процессов при обработке поверхности металла плазменной струей определяется основными параметрами процесса плазменного упрочнения: силой тока, напряжением на дуге, скоростью перемещения струи плазмотрона по поверхности, от которых зависят окончательные структура и свойства формируемого покрытия. Наиболее эффективным способом варьирования условий нагрева плазменной струей считается изменение силы тока дуги без изменения других параметров [8, 9]. Исходя из этого при исследованиях закономерностей структурообразования диффузионных хромовых покрытий сила тока плазменной струи изменялась от 80 до 125 А, напряжение и скорость перемещения плазмотрона оставались неизменными.

При исследовании обработанных плазмой образцов из стали 60Х2СМФ с предварительно нанесенным слоем твердого электролитического хрома толщиной 300 мкм было установлено, что максимальное увеличение микротвердости по сравнению с исходной (3,0...3,5 ГПа) наблюдается у образцов, обработанных плазменной струей с силой тока 80 А (7,5...8,5 ГПа). При увеличении силы тока *I* происходит понижение микротвердости поверхностного слоя до 5,5...6,0 ГПа (рис. 1).

На сформированных диффузионных хромовых покрытиях отсутствуют видимые дефекты (трещины, поры). Исследования структуры (рис. 2) и химического состава (см. рис. 5) полученных покрытий показали, что при кристаллизации расплава, полученного плазменной обработкой с силой тока 80 А, толщина оплавленного слоя составляет 650 мкм, зона закалки из твердой фазы – 350 мкм. В зоне оплавления образуется дендритная структура, которая при дальнейшем охлаждении приобретает игольчатое строение типа мартенсита. Оси дендритов содержат 12...17 % хрома, а в межосном пространстве содержание хрома достигает 16...18 %. Структура зоны закалки из твердой фазы, состоящая из мартенситных участков и остаточного аустенита, переходит в сорбитную структуру сердцевины. Рентгеновским фазовым анализом в диффузионной зоне выявлено наличие карбидов ванадия, вольфрама и хрома, присутствующих в стали в исходном состоянии, а также $Cr_{23}C_6$ и сложного карбида $(Cr, Fe)_{23}C_6$, которые образовались в процессе охлаждения после плазменной обработки.

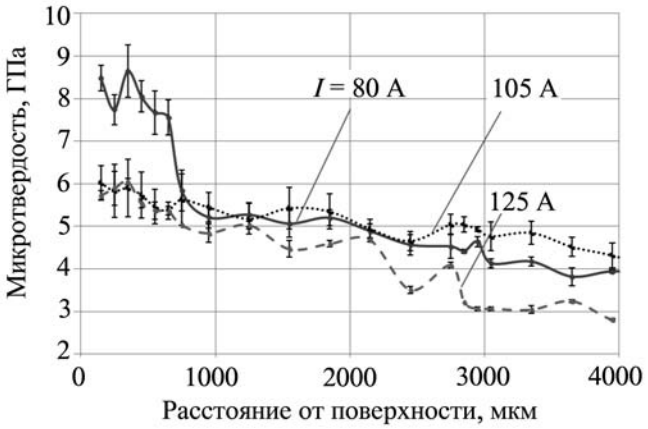

Рис. 1. Распределение микротвердости в образцах из стали 60Х2СМФ с предварительно нанесенным слоем хрома, подвергнутых плазменной обработке по различным режимам

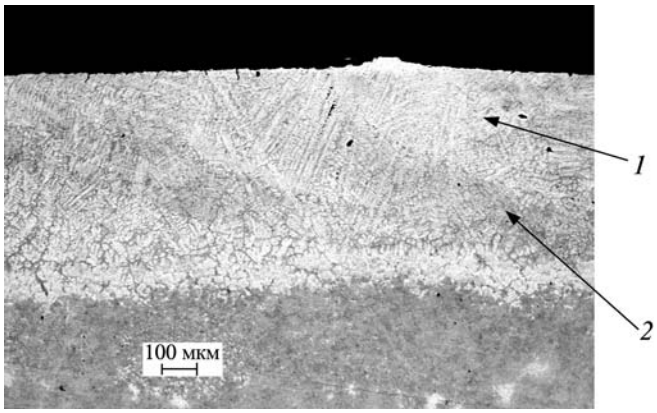

Рис. 2. Микроструктура образцов стали 60Х2СМФ+Cr после плазменной обработки с силой тока 80 А:
1 – оси дендритов; *2* – межосное пространство

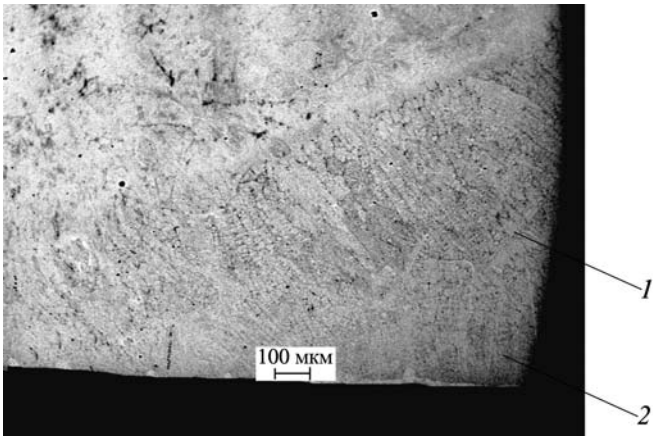

Рис. 3. Микроструктура образцов стали 60Х2СМФ+Cr после плазменной обработки с силой тока 105 А:
1 – оси дендритов; *2* – межосное пространство

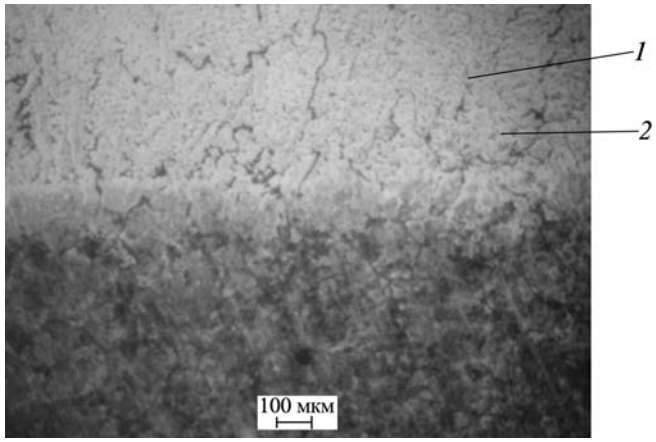

Рис. 4. Микроструктура образцов стали 60Х2СМФ+Cr после плазменной обработки с силой тока 125 А:
1 – оси дендритов; *2* – межосное пространство

Увеличение силы тока плазменной струи до 105 А не приводит к заметному увеличению глубины упрочненного слоя, которая составляет 1000 мкм (600 мкм – зона оплавления и 400 мкм – зона закалки из твердой фазы). Также происходит образование дендритной структуры после кристаллизации расплава в зоне обработки (рис. 3). Отмечено, что строение зоны оплавления более дисперсное, дендритная структура менее четко выражена вследствие повышения скоростей нагрева и охлаждения. При этом содержание хрома остается на прежнем уровне и составляет в дендритных осях 12...15 % и в межосном пространстве 14...18 % (см. рис. 5). В зоне закалки из твердой фазы наблюдается структура, состоящая из крупных игл мартенсита и остаточного аустенита, постепенно переходящая в более мелкую, а затем в исходную сорбитную структуру сердцевины. Присутствие карбидов не выявлено. При увеличении силы тока плазменной струи происходит интенсификация процессов нагрева [10], что приводит к растворению карбидной фазы. При охлаждении хром находится в твердом растворе, что приводит к снижению твердости диффузионного слоя.

При повышении силы тока плазменной струи до 125 А происходит увеличение глубины образовавшегося покрытия до 1100 мкм (850 мкм составляет зона оплавления, 250 мкм – зона закалки из твердой фазы). В зоне оплавления после кристаллизации видна дендритная структура с четко выраженными границами бывших аустенитных зерен (рис. 4) с содержанием хрома в осях дендрита 8,5...10,0 % и в межосном пространстве 11,5...14,0 % (рис. 5). Зона закалки из твердой фазы представляет собой мартенситную структуру, переходящую в сорбит, присутствия карбидов не обнаружено.

Понижение содержания хрома в зоне оплавления струей плазмы с силой тока 125 А по сравнению с другими режимами обработки связано с тем, что хром

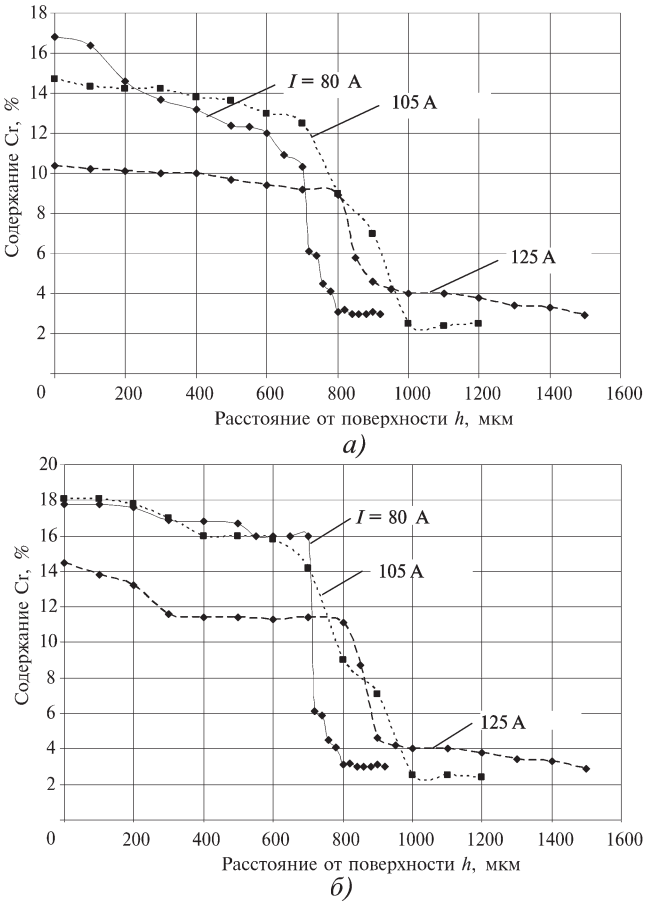

Рис. 5. Распределение хрома по глубине покрытия в зависимости от силы тока:
а – в осях дендритов; *б* – в межосном пространстве

равномерно распределяется на большую глубину. Падение концентрации хрома в этой зоне приводит к снижению микротвердости у данного образца по сравнению с другими.

Таким образом, плазменная обработка поверхности стали 60Х2СМФ с предварительно нанесенным слоем электролитического хрома приводит к повышению твердости поверхностных слоев. При этом максимальная микротвердость и наибольшая концентрация хрома в зоне оплавления наблюдаются у образца, обработанного плазменной струей с силой тока 80 А, за счет сохранения карбидов ванадия, вольфрама и хрома, а также возможного дополнительного образования карбидов хрома $Cr_{23}C_6$ и $(Cr, Fe)_{23}C_6$ в диффузионном слое в процессе плазменной закалки. Увеличение силы тока плазменной струи до 125 А приводит к увеличению толщины зоны оплавления, растворению карбидных фаз и уменьшению концентрации хрома в осях дендритов и междендритном пространстве, что снижает микротвердость упрочненной поверхности.

Выводы

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Нанесение электролитического хромового покрытия на поверхность образца перед плазменной обработкой с оплавлением повышает микротвердость формирующегося поверхностного слоя. Структура зоны оплавления имеет дендритное строение с игольчатой структурой типа мартенсит. Содержание хрома в осях дендритов составляет 8,5...14,0 % и в межосном пространстве 11...18 %.

2. Максимальная микротвердость диффузионного хромового покрытия достигается при обработке плазменной струей с силой тока 80 А. При увеличении силы тока плазменной струи с 80 до 125 А увеличивается глубина упрочненного поверхностного слоя с 750 до 1150 мкм, что сопровождается снижением концентрации хрома в диффузионном слое.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бородин И.П., Шатов Ю.С., Ширяев В.Ю., Седых О.В., Щеренкова И.С.** Композиционные хромовые покрытия с ультрадисперсными сверхтвердыми наполнителями // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 12. С. 32–35.

2. **Сторублев М.Л., Ивахненко А.Г.** Обеспечение качества гальванических покрытий // Известия Курского государственного технического университета. 2009. № 2 (27). С. 66–70.

3. **Емельянов С.Г., Сальников В.Г., Колмыков В.И.** Поверхностное упрочнение восстановленных деталей машин химико-термической обработкой – перспективное направление развития ремонтного производства // Известия Юго-Западного государственного университета. 2011. № 6 (39). Ч. 2. С. 115–119.

4. **Плазменная** закалка стали 20Х13 / Л.В. Чадин, В.С. Демин, И.С. Дружинин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 2. С. 13–16.

5. **Емельянов С.Г., Родионов А.А., Осинцев А.Н., Колмыков Д.В.** Комбинированные методы упрочняющей обработки стальных изделий // Известия Юго-Западного государственного университета. 2012. № 2 (41). Ч. 1. С. 65–71.

6. **Мандич Н.В., Дэннис Д.К.** Соосаждение ультрадисперсных частиц алмаза с хромом // Гальванотехника и обработка поверхности. 2002. № 1. С. 17.

7. **Ващенко С.В., Соловьева З.А.** Электроосаждение износостойких хромовых покрытий из электролитов с ультрадисперсными алмазными порошками // Гальванотехника и обработка поверхности. 1992. № 5–6. С. 45.

8. **Лещинский Л.К., Самотугин С.С.** Плазменное поверхностное упрочнение. Киев: Техника, 1990. 109 с.

9. **Лащенко Г.И.** Плазменное упрочнение и напыление. Киев: Экотехнология, 2003. 64 с.

10. **Григорьянц А.Г.** Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 360 с.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru. **Web-site: www.mashin.ru.**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 02.06.14 г. Подписано в печать 17.07.14 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Канцлер". 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.